DER EINFLUSS VON KUGELSTRAHLEN AUF DAS ERMÜDUNGSVERHALTEN HOCHFESTER TITANLEGIERUNGEN

Doktorarbeit
zur
Erlangung des Grades
Doktor-Ingenieur
der Abteilung für Maschinenbau
der Ruhr-Universität Bochum

von
Lothar Wagner
geb. in Essen

Bochum 1981

DER EINFLUSS VON KUGELSTRAHLEN AUF DAS ERMÜDUNGSVERHALTEN HOCHFESTER TITANLEGIERUNGEN

Doktorarbeit
zur
Erlangung des Grades
Doktor-Ingenieur
der Abteilung für Maschinenbau
der Ruhr-Universität Bochum

von

Lothar Wagner
geb. in Essen

Bochum 1981

UNIV.
LEIDEN
BIBL.

Doktorarbeit eingereicht am: 19.6.1981

Tag der mündlichen Prüfung: 9.9.1981

Referent: Prof. Dr.rer.nat. G. Lütjering

Korreferent: Prof. Dr.-Ing. E. Hornbogen

I N H A L T

		Seite
1.	EINLEITUNG	1
1.1	Ermüdung metallischer Werkstoffe	1
1.2	Einfluß der Oberflächenbearbeitung auf die Ermüdungseigenschaften	2
1.3	Ziel der Arbeit	8
2.	EXPERIMENTELLE METHODEN	9
3.	EXPERIMENTELLE ERGEBNISSE	14
3.1	Mikrostruktur und Textur	14
3.2	mechanische Eigenschaften	15
	a) Zugversuche	15
	b) Wechselverformungsversuche	16
	c) Dauerschwingversuche	16
3.3	Kugelstrahlbehandlung	17
	a) Kenngrößen der Anlage	17
	b) Reaktion der Werkstoffoberfläche auf eine Kugelstrahlbehandlung	18
3.4	Einfluß der Strahlparameter auf die Ermüdungslebensdauer (σ_a = const)	21
3.4.1	Zug-Druck-Versuche	21
	a) Vakuum	21
	b) 3.5 % NaCl	22
3.4.2	Umlaufbiegeversuche	22
3.5	Einfluß der Kugelstrahlbehandlung auf das Dauerschwingverhalten	24
3.5.1	Zug-Druck-Versuche	25
	a) Vakuum	25
	b) 3.5 % NaCl	26
3.5.2	Umlaufbiegeversuche	26
	a) Luft	27
	b) Argon	28

		Seite
3.6	Kritische Versuche zur Separation der Einflußgrößen	29
3.6.1	Versetzungsdichte	29
	a) Vorverformung	29
	b) Oberflächenverformung	3o
3.6.2	Innere Spannungen	31
3.6.3	Oberflächenrauhigkeit	33
4.	DISKUSSION	34
4.1	Reaktion der Werkstoffoberfläche auf die Kugelstrahlbehandlung	35
4.2	Separation der Einflußgrößen	39
	a) Versetzungsdichte	4o
	b) Innere Spannungen	42
	c) Oberflächenrauhigkeit	44
4.3	Einfluß der Strahlparameter auf die Ermüdungslebensdauer (σ_a = const)	46
4.3.1	Zug-Druck-Versuche	46
	a) Vakuum	46
	b) 3.5 % NaCl	47
4.3.2	Umlaufbiegeversuche	47
4.4	Einfluß einer Kugelstrahlbehandlung auf das Dauerschwingverhalten	5o
4.4.1	Zug-Druck-Versuche	5o
4.4.2	Umlaufbiegeversuche	53
5.	ZUSAMMENFASSUNG	56
6.	LITERATUR	6o
7.	TABELLEN	
8.	BILDER	

1. Einleitung

Die auf den technischen Einsatz von Werkstoffen abgestimmte Verbesserung der mechanischen Eigenschaften erfolgt heute zunehmend aus dem Verständnis des engen Zusammenhanges zwischen der Mikrostruktur des Werkstoffes und seinem makroskopischen mechanischen Verhalten. Die Entwicklung geht dahin, aus diesem Verständnis heraus Mikrostrukturen über die Kombination verschiedener Gefügeelemente für den speziellen Werkstoffeinsatz zu optimieren [1].

1.1 Ermüdung metallischer Werkstoffe

Die lebensdauerbestimmenden Vorgänge während der Wechselbeanspruchung eines metallischen Werkstoffes setzen sich zusammen aus dem anrißfreien Ver- und Entfestigungsverhalten, der Rißbildung, der Rißausbreitung und schließlich dem Restbruch des Materials. Das Ver- und Entfestigungsverhalten als Prozeß, der im Werkstoffvolumen abläuft, kann ebenso wie der zügige Restbruch als unabhängig vom umgebenden Medium angesehen werden, während Rißbildung und Rißausbreitung stark umgebungsempfindlich reagieren können [2-4].

Aus der Vielzahl der auf die Prozesse Rißbildung und Rißausbreitung einflußnehmenden mikrostrukturellen Parameter sind besonders der Einfluß der Korngröße bzw. der Phasenabmessungen, der Teilchenhärtung und der Textur näher untersucht worden [5-9].

Weiterhin liegen Untersuchungen vor über den Einfluß einer monotonen und zyklischen Vorverformung auf die Rißausbreitungsgeschwindigkeit [1o].

Während im Bereich der Kurzzeitfestigkeit ($N_F < 1o^4$) das Ermüdungsverhalten primär durch die mikrostrukturellen Veränderungen im Probenvolumen (Ver- und Entfestigung) bestimmt wird [11], kommt im Zeit- und besonders im Wechselfestigkeitsbereich ($N_F > 1o^5$) durch den dann dominierenden Anteil der Lastwechselzahl bis zur Rißbildung dem Zustand der Werkstoffoberfläche eine entscheidende

Bedeutung zu. So bilden sich im allgemeinen an der Werkstoffoberfläche die ersten Ermüdungsrisse, weil hier bei den meisten Beanspruchungsarten auch die höchste Spannung auftritt. Zusätzlich begünstigen fertigungsbedingte Kerben, die zu einer lokalen Spannungskonzentration führen und eine aggressive Umgebung die Rißbildung an der Oberfläche. Aber auch bei Beanspruchungen mit homogen über den Probenquerschnitt verteilten Wechsellasten tritt an glatten, elektrolytisch polierten Proben bei niedrigen Spannungsamplituden im Vakuum die Gleitband- und Mikrorißbildung zuerst an der Oberfläche auf. Der Grund dafür ist die verglichen mit dem Probenvolumen leichtere Verformbarkeit des Materials in der Nähe einer freien Oberfläche. In einer Untersuchung an Cu-Einkristallen, die mit niedrigen Spannungsamplituden beansprucht wurden, konnte gezeigt werden, daß die Lebensdauer durch periodisches Abpolieren der entstandenen Verformungsstrukturen in der Oberfläche bedeutend verlängert wird [12].

1.2 Einfluß der Oberflächenbearbeitung auf die Ermüdungseigenschaften

Maßnahmen, die geeignet sind, die bevorzugte Verformung an der Oberfläche zu unterdrücken, sollten besonders das Rißbildungsverhalten und damit die Wechselfestigkeit positiv beeinflussen. Neben den Diffusions-, Umwandlungsverfahren bei Stählen und verschiedenen Beschichtungsverfahren kommt der mechanischen Oberflächenbearbeitung in der technischen Anwendung eine entscheidende Bedeutung zu. Häufig ist eine spanende Bearbeitung wie Drehen oder Fräsen der abschließende Fertigungsprozeß für ein Bauteil, zum anderen werden Verfahren wie Oberflächenrollen oder Kugelstrahlen gezielt zur Verbesserung des Ermüdungsverhaltens eingesetzt.

Der nach einer mechanischen Oberflächenbearbeitung vorliegende Oberflächenzustand wird in neueren Untersuchungen nicht mehr allein durch die erzeugte Oberflächentopographie, sondern zusätzlich durch die Erhöhung der Versetzungsdichte in Oberflächennähe infolge plastischer Verformung und die Ausbildung von

inneren Spannungen berücksichtigt [13]. Für eine systematische Untersuchung des Einflusses einer Oberflächenbearbeitung auf das Ermüdungsverhalten ist eine getrennte meßtechnische Erfassung dieser drei Haupteinflußgrößen erforderlich. Weiterhin muß zum Vergleich das Ermüdungsverhalten des Grundzustandes bekannt sein. Dieser Grundzustand liegt nach Abtrag von bearbeitungsbedingten Schichten hoher Versetzungsdichte und innerer Spannungen vor. Ein übliches Verfahren, mit dem dieser Abtrag ohne gleichzeitig neues Einbringen von Versetzungen und inneren Spannungen erreicht wird, ist das elektrolytische Polieren, das auch zu einer hohen Oberflächengüte führt.

Innere Spannungen entstehen immer durch inhomogene plastische Verformungen. Neben der Eigenspannungsausbildung aufgrund äußerer Kräfte können innere Spannungen auch durch große Temperaturgradienten beim Abschrecken dickwandiger Werkstücke von hoher Temperatur [14] entstehen. Wenn beim Abschrecken dazu noch Phasenumwandlungen auftreten, die mit einer Volumenänderung verbunden sind, so ist mit der Bildung zusätzlicher Eigenspannungssysteme zu rechnen. Zum Beispiel sind innere Zugspannungen in der Mantelfläche eines aus dem Austenitgebiet abgeschreckten Stahlzylinders, hervorgerufen durch die spätere γ-α-Umwandlung des Kerns, Ursache für die gefürchteten Härterisse beim Stahl [15]. Allgemeingültig scheint zu sein, daß inhomogene plastische Verformungen bei der Oberflächenbearbeitung ohne große Temperaturerhöhungen wie beim Oberflächenrollen oder Kugelstrahlen zu Druckeigenspannungen in der Oberfläche führen, große Temperaturerhöhungen bei der Bearbeitung wie beim Fräsen oder Grobschleifen mit unzureichender Kühlung eher die Ausbildung von Oberflächenzugspannungen begünstigen [16]. Erschwerend bei der Beurteilung des Einflusses von inneren Spannungen auf die Lebensdauer wirkt sich aus, daß diese während der Ermüdung abgebaut werden können [17, 18]. Dies ist auch ein Grund, warum der Eigenspannungseinfluß auf die Lebensdauer nicht ohne weiteres durch eine zeitlich konstante Mittelspannungsverschiebung im Ermüdungsversuch simuliert werden kann [19].

An dem Stahl Ck 45 im rekristallisierten Zustand konnte gezeigt werden, daß aufgrund eines Abbaus der inneren Spannungen im frühen Ermüdungsstadium die Wechselfestigkeit von gleichlaufgefrästen Proben mit hohen Oberflächenzugeigenspannungen identisch war mit der von gegenlaufgefrästen mit Oberflächendruckspannungen [16].

In einer Arbeit über die zyklische Stabilität von inneren Spannungen in kugelgestrahlten Proben von Cu-Legierungen konnte gezeigt werden, daß mit zunehmendem Co-Gehalt die inneren Spannungen während der Ermüdungsbeanspruchung weniger stark abgebaut werden [2o]. Dies wurde zurückgeführt auf die mit steigendem Co-Gehalt abnehmende Stapelfehlerenergie. Die positive Auswirkung von Oberflächendruckspannungen wird allgemein auf eine dadurch verzögerte Ausbreitung von Oberflächenrissen zurückgeführt. So konnte in Untersuchungen an einer Ni-Super-Legierung die Verzögerung der Ausbreitungsgeschwindigkeit von ersten Ermüdungsrissen durch den Einfluß von Oberflächendruckspannungen direkt beobachtet werden [21].

Es liegen nur sehr wenige und zum Teil widersprüchliche Ergebnisse vor zum Einfluß einer hohen Versetzungsdichte nach einer plastischen Vorverformung auf die Wechselfestigkeit [21-24]. Ein Teil der widersprüchlichen Ergebnisse kann sicherlich darauf zurückgeführt werden, daß die plastische Vorverformung des Materials durch unterschiedliche Prozesse wie Zug- bzw. Druckvorverformung oder durch Kaltwalzen, was neben der Erzeugung einer hohen Versetzungsdichte auch die Ausbildung von inneren Spannungen zur Folge haben kann, durchgeführt wurde. Zusätzlich ist zu berücksichtigen, daß besonders bei Materialien mit Einschlüssen oder inkohärenten Teilchen schon bei geringen Verformungsgraden Löcher an den Grenzflächen der Teilchen zur Matrix entstehen oder die Teilchen brechen können [25, 26]. Für diesen Fall kann die Rißbildungsphase bei der anschließenden Ermüdung durch die Vorverformung schon vorweggenommen sein. Als Voraussetzung für einen deutlichen Einfluß einer Vorverformung auf die Wechselfestigkeit wird nach [27, 28] eine hinrei-

chend zyklische Stabilität der durch die Vorverformung erzeugten Versetzungskonfiguration angesehen. Besonders bei Materialien mit niedriger Stapelfehlerenergie, in denen sich die Versetzungen wegen des erschwerten Quergleitens infolge häufigen Aufspaltens in Partialversetzungen nicht so leicht umordnen können, sollte sich demnach eine Erhöhung der Wechselfestigkeit durch eine plastische Vorverformung zeigen. An einem aushärtbaren austenitischen Stahl mit niedriger Stapelfehlerenergie wurde dagegen nach einer Vorverformung durch Kaltwalzen um φ = -o,6 bzw. φ = -1,4 ein mit steigendem Verformungsgrad zunehmender Abfall der Wechselfestigkeit beobachtet [23]. Für den Abfall der Wechselfestigkeit gegenüber dem Grundzustand wurde der Wechsel im Rißbildungsmechanismus von einer Rißbildung an Gleitbändern im Grundzustand zu einer Rißbildung an Einschlüssen nach der Vorverformung verantwortlich gemacht. Auch an einer Ni-Superlegierung [21] konnte nach einer Kaltverformung um φ = -o,62, wodurch die o,2-Dehngrenze von 9oo MPa auf 18oo MPa anstieg, keine Verbesserung in der Wechselfestigkeit erzielt werden. Auf der anderen Seite konnte auch bei Materialien mit hoher Stapelfehlerenergie gezeigt werden, daß die Entwicklung der die Rißbildung einleitenden In- und Extrusionen an Ermüdungsgleitbändern durch eine dem Material durch die Vorverformung aufgezwungene Versetzungszellstruktur weitgehend unterdrückt werden kann [29].

Der Einfluß der Oberflächentopographie auf die Wechselfestigkeit ist Gegenstand vieler älterer Untersuchungen gewesen. Hierbei zeigte sich, daß der schädigende Einfluß größerer Oberflächenrauhigkeiten mit steigender Zugfestigkeit zunimmt [3o]. Unterhalb einer bestimmten Grenzrauhigkeit dagegen soll die Oberflächengeometrie keinen Einfluß mehr auf die Wechselfestigkeit haben [31]. Da die Erzeugung unterschiedlicher Topographien praktisch auch immer mit einer anderen Ausbildung der inneren Spannungen und verschieden tief reichender plastischer Verformung verbunden ist, wurde in neueren Untersuchungen der Oberflächentopographieeinfluß dadurch separiert, daß vor der Wechselbeanspruchung durch Glühen der Proben im Vakuum knapp unter-

halb der Rekristallisationstemperatur die inneren Spannungen und die erhöhte Versetzungsdichte abgebaut wurden. Hierbei konnte an gefrästen Proben gezeigt werden, daß weniger die Kerbtiefe als vielmehr der Kerbradius für den Lebensdauerabfall gegenüber dem glatten Grundzustand verantwortlich ist [32].

Im folgenden soll nun näher auf das Kugelstrahlen eingegangen werden. Kugelgestrahlte Bauteile zeigen häufig eine deutliche Lebensdauerverbesserung bei schwingender Beanspruchung und einen größeren Widerstand gegen Spannungsrißkorrosion, obwohl gegenläufige Tendenzen bekannt sind [33-38]. Beim Kugelstrahlen treffen gehärtete Stahl- oder Glaskügelchen mit hoher Aufprallgeschwindigkeit auf die Materialoberfläche, wodurch diese mehr oder weniger tief plastisch verformt wird. Im Gegensatz zum Aufprall einer einzelnen Kugel werden durch den Aufprall sehr vieler Kugeln grundsätzlich Druckeigenspannungen in oberflächennahen Schichten induziert, denen aus Gleichgewichtsgründen Zugspannungen in tieferen Schichten gegenüberstehen [39]. Bei mechanisch isotropem Werkstoffverhalten ist bei senkrechtem Aufprall der Kugeln eine rotationssymmetrische Spannungsverteilung zu erwarten. Höhere Aufprallgeschwindigkeiten haben auch tieferreichende Druckspannungsgebiete zur Folge, während die Höhe der maximal erreichbaren Spannung kaum verändert wird [39-41]. Allerdings verschlechtert sich durch höhere Aufprallgeschwindigkeiten die Oberflächentopographie [42-45].

Die Lebensdauerverbesserung durch Kugelstrahlen wurde an einer Ni-Superlegierung [21] und einer Titanlegierung [32] hauptsächlich auf die stark verzögerte Ausbreitungsgeschwindigkeit von ersten Ermüdungsrissen in der Oberfläche infolge der hohen Druckeigenspannungen zurückgeführt. Aus dem Ergebnis, daß nach dem Kaltwalzen der Ni-Superlegierung um φ = -o,62 keine Verbesserung der Zeit- oder Wechselfestigkeit festgestellt werden konnte, wurde gefolgert, daß der Einfluß der hohen plastischen Verformung in der Oberfläche nach einer Kugelstrahlbehandlung

auf die Bildung und Ausbreitung von Rissen gering ist [21]. Untersuchungen an einem aushärtbaren austenitischen Stahl ergaben, daß die hohe plastische Verformung durch Kugelstrahlen zu einer starken Homogenisierung der Gleitverteilung in der Oberflächenschicht führt. Die beobachtete Verzögerung der Rißbildung gegenüber dem elektrolytisch polierten Grundzustand wurde mit der hohen Oberflächenversetzungsdichte, der Homogenisierung der Gleitverteilung und den Druckeigenspannungen erklärt. Die Oberflächendruckeigenspannungen reduzieren die effektive Zugspannung in der Oberfläche und damit die kritische Stufenhöhe für Rißbildung [46, 47]. Insbesondere der unteralterte Zustand, der aufgrund höherer Reversibilität der Gleitung nach einem Modell von Hornbogen und Zum Gahr [48] die niedrigste Rißausbreitungsgeschwindigkeit hatte, zeigte aufgrund der Homogenisierung der Gleitverteilung nach der Strahlbehandlung die deutlichste Lebensdauerverbesserung.

Es ist seit langem bekannt, daß manche Werkstoffe zu einem Überstrahleffekt neigen. Hierunter versteht man das Absinken der Wechselfestigkeit nach hoher Aufprallgeschwindigkeit der Kugeln bzw. langer Strahlzeit. In [49] wurde für die untersuchten krz-Stähle in verschiedenen Wärmebehandlungszuständen ein Überstrahleffekt mit zunehmendem Strahldruck beobachtet im Gegensatz zu einem austenitischen Stahl im homogenisierten Zustand. Der Überstrahleffekt an den krz-Stählen wurde zurückgeführt auf mit dem Strahldruck zunehmende Oberflächenschädigungen durch Ermüdung des Materialgefüges in der Oberfläche, was sich auch durch Abplatzen größerer Materialbereiche äußerte. Auch bei Titanlegierungen wird von einem Absinken der Wechselfestigkeit bei höherer Strahlintensität berichtet [5o, 51]. Für den ausscheidungshärtbaren austenitischen Stahl [23] wurde für den unteralterten Zustand mit schneidbaren kohärenten Teilchen eine mit dem Strahldruck und der Strahlzeit zunehmende Lebensdauer, für den überalterten Zustand mit Umgehungsmechanismus und gleicher Streckgrenze dagegen ein Überstrahleffekt gefunden. Der Abfall der Lebensdauer mit zunehmender Strahlzeit wurde noch

deutlicher, wenn das Material stärker überaltert war. Dieser Lebensdauerabfall wurde mit dem Aufreißen der ausscheidungsverarmten Zonen in der Nähe der Korngrenzen erklärt, wodurch nach Beendigung der Strahlbehandlung eine Oberflächenschicht mit Mikrorissen vorliegt.

1.3 Ziel der Arbeit

Es war geplant, an der bekanntesten kommerziellen (α+β)-Titanlegierung Ti-6Al-4V, deren Einsatz als Werkstoff für Dampfturbinenschaufeln erwogen wird [52, 53], den Einfluß einer Kugelstrahlbehandlung auf die Ermüdungseigenschaften zu untersuchen.

Bei der Legierung Ti-6Al-4V kann die hexagonale α-Phase durch Ausscheiden kohärenter Ti_3Al-Teilchen und die krz β-Phase durch ω- und feinverteilte α-Teilchen ausgehärtet werden [54, 55]. Man unterscheidet grundsätzlich zwei Gefügeanordnungen lamellar und globular, die jeweils in feiner und grober Verteilung vorliegen können. Wird die Legierung aus dem β-Gebiet (Zustandsdiagramm: Bild 1) auf Raumtemperatur abgeschreckt, so wandelt die β-Phase martensitisch um in die hexagonale Struktur (α') [56]. Das feinlamellare Gefüge entsteht aus dem Martensit durch Auslagern im (α+β)-Gebiet, wodurch sich β aus dem α' ausscheidet. Das grob lamellare Gefüge entsteht nach langsamer Abkühlung aus dem β-Gebiet und Überschreiten der β/(α+β)-Umwandlungstemperatur. Hierbei scheidet sich die α-Phase aus dem β aus und wächst von den ehemaligen β-Korngrenzen ins Korninnere. Die globularen Gefüge benötigen zu ihrer Bildung eine Umformung, da sie nach einem Rekristallisationsprozeß entstehen [9]. Bei gleichen Umformbedingungen führt eine längere Rekristallisationsglühung im (α+β)-Gebiet zu einer Vergröberung der Phasenabmessungen. Untersuchungen haben gezeigt, daß bei den globularen Gefügen ausgeprägte Walztexturen entstehen, die ihrerseits neben der Gefügeausbildung und Aushärtung einen großen Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften bei statischer und zyklischer Beanspruchung ausüben können [57].

Die Kugelstrahlbehandlung an der Ti-6Al-4V-Legierung sollte deshalb bei einer weiten Variation von Mikrostruktur und Textur durchgeführt werden.

Neben Untersuchungen an der Legierung Ti-6Al-4V sollten vergleichende Untersuchungen an einer einphasigen Ti-Legierung Ti-8.6Al (Zustandsdiagramm: Bild 2) die grundsätzlichen Vorgänge der Reaktion des Werkstoffs auf eine Kugelstrahlbehandlung klären helfen. Die binäre Ti-Al-Legierung kann ebenso wie die α-Phase der Legierung Ti-6Al-4V durch die Ausscheidung kohärenter Ti_3Al-Teilchen ausgehärtet werden [58].

Da das umgebende Medium auf die Ermüdungseigenschaften einen großen Einfluß haben kann, sollten neben Laborluftmessungen auch Versuche im Vakuum und in definierter korrosiver Umgebung durchgeführt werden.

2. Experimentelle Methoden

Legierungen und Mikrostruktur

Die chemischen Analysen und die Abmessungen der Platten des Anlieferungszustandes der Legierungen Ti-6Al-4V und Ti-8.6Al, die in dieser Arbeit verwendet wurden, sind in Tabelle 1 gegeben. Das Versuchsmaterial der Ti-Al-Legierung stammt ebenso wie der größte Teil der untersuchten Ti-6Al-4V-Legierung von der Fa. Timet, wobei die Legierung Ti-6Al-4V (DKK 4) von der Fa. Ladish umgeformt wurde. Lediglich die Ergebnisse für das grob lamellare Gefüge stammen von einer Ti-6Al-4V-Legierung der Fa. Fuchs.

Ti-8.6Al-Legierung

Die Entnahme der Rohlinge erfolgte in Walzrichtung des Anlieferungszustandes. Zur Einstellung eines definierten Ausgangszustandes wurden die Rohlinge 1 h bei 950°C homogenisiert und in Wasser abgeschreckt. Das Material wurde bei 950°C nach einer Aufheizzeit von 15 min in zwei Stichen um insgesamt $\varphi = -0.69$

($\varphi = \ln (x/x_o)$ mit x_o Ausgangsdicke und x Enddicke nach dem Walzvorgang) einsinnig walzverformt. Nach dem ersten Stich erfolgte eine zweiminütige Zwischenglühung bei 95o°C, nach dem zweiten Stich wurde das Material in Wasser abgeschreckt. Nach der Werkstattfertigung wurden die Proben 1 h bei 95o°C rekristallisiert und wasserabgeschreckt. Ein Teil der Proben wurde anschließend zur Aushärtung durch Ti_3Al 1o h bzw. 1oo h bei 5oo°C ausgelagert. Zusätzlich wurden einige Proben 1oo h bei 6oo°C ausgehärtet.

Ti-6Al-4V

Zur Einstellung eines definierten Ausgangszustandes wurde das Material 15 min bei 1o5o°C im β-Gebiet geglüht und anschließend in Wasser abgeschreckt. Durch eine einsinnige Walzverformung bei 8oo°C nach 15 min Aufheizzeit wurde das Material in mehreren Stichen um $\varphi = -o.69$ (4 Stiche) bzw. um $\varphi = -1.4$ (8 Stiche) verformt. Nach jedem Stich erfolgte eine zweiminütige Zwischenglühung bei 8oo°C, nach dem letzten Stich wurde das Material in Wasser abgeschreckt. Nach der Probenfertigung erfolgte eine einstündige Rekristallisationsglühung bei 8oo°C mit anschließendem Abschrecken in Wasser. Ein Teil der Proben wurde 24 h bei 5oo°C ausgehärtet.

Alle Wärmebehandlungen mit Ausnahme der Glühung beim Warmwalzen wurden in mit Reinstargon gespülten Quarzrohröfen vorgenommen, wobei die Proben zusätzlich zum Schutz gegen das Eindiffundieren von Sauerstoff und Wasserstoff mit geätzter Zr-Folie umwickelt waren.

Mikroskopie

Für die lichtmikroskopischen Untersuchungen wurden Flachproben mechanisch poliert und dann geätzt. Bei der Ti-Al-Legierung bestand das Ätzmittel aus 2%iger wässriger Flußsäure, die Ätzzeiten betrugen 1o - 2o s. Die Legierung Ti-6Al-4V wurde zusätzlich mit einer Lösung aus 2 ml HF, 6 ml HNO_3, 3o ml H_2O_2

und 85 ml H_2O 3o s lang geätzt. Die Bruchflächenuntersuchungen der Zugproben und Ermüdungsproben wurden an einem Rasterelektronenmikroskop der Fa. Cambridge, Typ Stereoscan bei einer Beschleunigungsspannung von 25 kV durchgeführt.

Für die mechanischen Tests des Grundzustandes konnten beide Titanlegierungen mit demselben Elektrolyten der Zusammensetzung 9oo ml Methanol, 525 ml Butanol und 9o ml Perchlorsäure poliert werden. In einer Poliervorrichtung für Rundproben[59] wurde bei $-3o^{o}C$ und einer Spannung von 2o V jeweils eine Schichtdicke von etwa 1oo µm von der Oberfläche abgetragen.

Kugelstrahlbehandlung

Die Kugelstrahlbehandlung wurde in einer Injektorstrahlanlage (Fa. Schlick) durchgeführt. In einer Zusatzvorrichtung [6o] für definiertes Kugelstrahlen von Rundproben (Bild 3) rotierten die Proben unter der Strahldüse bei einem Strahlabstand von 1o mm mit 6o min^{-1}. Die Anlage war auf Schwerkraftbetrieb umgerüstet worden, um einen kontinuierlichen Massenstrom zu erhalten [61] Durch Wahl geeigneter Düsendurchmesser konnte der Massenstrom für die untersuchten Strahldrücke konstant gehalten werden. Das Strahlmittel S 23o (martensitisch-bainitischer Stahl mit 1.1 % C) der Fa. Wheelabrator hatte einen mittleren Durchmesser von o,6 mm bei einer Dichte von 7.2 g cm^{-3} und einer Härte HV o.1 = 49o. Zusätzlich wurde das Strahlmittel S 11o (mittlerer Kugeldurchmesser o.3 mm) und Glaskugeln der Fa. Dragonwerke, G. Wild, mit einem mittleren Durchmesser von o.6 mm benutzt. Durch Aussieben nach dem Strahlen konnten die zerstörten Kugeln entfernt werden.

Physikalisch sinnvoller als die Angabe des Strahldrucks ist die Kenntnis der tatsächlichen Aufprallgeschwindigkeit der Kugeln auf die Werkstoffoberfläche. Hierzu wurde der austretende Kugelstrom fotografiert. Die exakte Belichtungszeit für das Elektronenblitzgerät konnte mit Hilfe einer Fotozelle und

eines Speicheroszillographen bestimmt werden. Hieraus und aus der Streifenlänge der Kugeln auf den Aufnahmen wurde dann für die verschiedenen Strahldrücke die zugehörige Teilchengeschwindigkeit bestimmt.

Neben der Aufprallgeschwindigkeit der Kugeln dient als weiteres Kennzeichen der Strahlintensität der sogenannte Almenwert [62] International genormte Stahlplättchen werden hierbei einseitig kugelgestrahlt. Die sich aufgrund der induzierten Druckeigenspannungen in der Plättchenoberfläche ergebende Bogenhöhe bei der Sättigung wird als Almenintensität bezeichnet [63]. Der Almenwert kann nur als Vergleichsgröße gelten, da die Messung nicht am Probenmaterial selbst durchgeführt wird. Somit besteht kein Zusammenhang zwischen der Almenintensität und den im Probenwerkstoff erzeugten inneren Spannungen.

Röntgenographie

Für die Texturbestimmungen wurden (ooo2)-Polfiguren an el. pol. Flachproben nach der Reflexionsmethode an einem Texturgoniometer der Fa. Philips (PW 1o5o/25) aufgenommen. Geröntgt wurde mit Cu-K_α-Strahlung (4o kV, 3o mA) mit einem nachgeschalteten Ni-Filter. Um vollständige Polfiguren zu erhalten, wurden neben der Walzebene auch die senkrecht dazu stehenden Ebenen geröntgt.

Die Messung der inneren Spannungen und der Halbwertsbreite als Maß für die Versetzungsdichte nach dem Kugelstrahlen wurde röntgenographisch an einem Diffraktometer der Fa. Rigaku mit Bragg-Brentano-Fokussierung durchgeführt. Geröntgt wurde wie bei den Texturbestimmungen mit Cu-K_α-Strahlung (4o kV, 25 mA) und einem nachgeschalteten Ni-Filter. Nach dem von Macherauch [64] vorgeschlagenen $\sin^2\psi$-Verfahren wurde für verschiedene ψ-Winkel die Linienlageverschiebung der $(21\bar{3}3)$-Ebene (Beugungswinkel $\vartheta = 7o.95^o$) der α-Phase nach der Schwerpunktmethode [65] bestimmt. Die für die Berechnung der Spannungen aus den gemessenen Linienverschiebungen erforderliche röntgenographische Konstante wurde einer anderen Arbeit entnommen [66].

Als Maß für die Versetzungsdichte wurde die Breite des Interferenzpeaks (ψ = o) in halber Höhe (= Halbwertsbreite) bestimmt. Die Tiefenverteilungen der inneren Spannungen und der Halbwertsbreite konnten durch Röntgenmessungen nach verschiedenen Oberflächenabtragschritten durch elektrolytisches Abpolieren bestimmt werden [67].

An den kugelgestrahlten Proben wurde die Oberflächenrauhigkeit mit Hilfe eines hochauflösenden induktiven Rauhigkeitsmessers der Fa. Perthen bestimmt. Zusätzlich wurde an den gestrahlten Proben der Massenverlust durch die Kugelstrahlbehandlung an einer Analysenwaage der Fa. Satorius mit einer Genauigkeit von $1o^{-4}$ g ermittelt.

Mechanische Versuche

Zugversuche am Grundmaterial, an kugelgestrahlten und walzverformten Zuständen wurden an zylindrischen Rundproben (Bild 4a) bei Raumtemperatur an einer Zugprüfmaschine (Zwick 1387) mit konstanter Dehngeschwindigkeit $\dot{e} = 6.7 \cdot 1o^{-4}\ s^{-1}$ durchgeführt. Zur Bestimmung der o.o1-Dehngrenzen wurde parallel zur Kraft-Zeit-Aufzeichnung die Dehnung direkt an der Probe durch Dehnungsmeßstreifen gemessen. Weiterhin konnte hierdurch auch der Elastizitätsmodul bestimmt werden. Die für die Bruchkennwerte σ_F und ϵ_F erforderlichen Bruchquerschnitte wurden mit einem Meßmikroskop der Fa. Zeiss ausgemessen.

Die Dauerschwingversuche wurden unter Zug-Druck-Beanspruchung ($R = \frac{\sigma_u}{\sigma_o} \doteq -1$) an einem Resonanz-Pulsator (Amsler) durchgeführt (Probenform: Bild 4b). Die Maschine arbeitet mit konstanter Nennspannungsamplitude. Aufgrund der Probengeometrie ergab sich eine Frequenz von etwa 7o Hz. Die Versuche fanden in Vakuumumgebung ($1 - 2 \cdot 1o^{-4}$ Pa) und in 3.5%iger wäßriger NaCl-Lösung statt. Zur Untersuchung des Einflusses eines Lastspannungsgradienten wurden Ermüdungsversuche an gekehlten Rundproben (Bild 4c) an einer Umlaufbiegemaschine der Fa. Schenck bei einer Frequenz von 5o Hz durchgeführt. Die Maschine arbeitet

bei R = -1 ebenfalls mit konstanter Nennspannungsamplitude. Neben Versuchen an Laborluft wurden einige Ermüdungsversuche in einer mit Reinstargon gespülten Kammer durchgeführt. Der Abbau der inneren Spannungen nach der Kugelstrahlbehandlung während der Ermüdungsbeanspruchung wurde an Wechselbiegeproben (Bild 4d) gemessen. Da die Wechselbiegemaschine Pun der Fa. Schenck mit konstanter Gesamtdehnungsamplitude arbeitet, wurde, um die Ergebnisse mit denen aus dem Umlaufbiegeversuch vergleichen zu können, die Durchbiegung der Probe nach verschiedenen Lastwechseln überprüft und bei einer Abweichung vom Ausgangswert nachgestellt.

An der Ti-8.6Al-Legierung wurden zusätzlich Wechselverformungsversuche an einer servohydraulischen Prüfmaschine (RE 25, Fa. Schenck-Trebel) durchgeführt. Es wurden gekehlte Rundproben (Bild 4e) mit einer zyklischen Dreieckswelle (Nennspannungssteuerung) belastet. Die Messung der Hysteresisschleifen erfolgte über eine Kraft- und Querkontraktionsmessung. Die Versuche wurden unter Vakuumumgebung ($1 \cdot 10^{-3}$ Pa) bei einer Frequenz von o.1 Hz durchgeführt.

3. Experimentelle Ergebnisse

3.1 Mikrostruktur und Textur

Die Bilder 5a-c zeigen die untersuchten Gefüge der Legierung Ti-6Al-4V. Der Volumenanteil der β-Phase betrug o.15 (Gleichgewichtstemperatur 8oo°C). Im grob lamellaren Gefüge (Bild 5a) waren die Lamellen etwa 1o-2o µm breit und 2oo-5oo µm lang. Bild 5b zeigt das globulare Gefüge (glob. a), wie es nach einem Umformgrad von φ = -o.69 bei 8oo°C und einer anschließenden Rekristallisationsglühung 1h 8oo°C erhalten wurde. Durch einen höheren Umformgrad von φ = -1.4 bei 8oo°C entstand nach gleicher Rekristallisationsglühung ein sehr homogen globulares Gefüge (glob. b) mit Phasenabmessungen von 1-2 µm (Bild 5c).

In der hexagonalen α-Phase der Ti-6Al-4V-Legierung lassen sich zwei Grundtexturtypen einstellen, die Basaltextur (B) und die Transversaltextur (T). Für diese Grundtexturtypen und für die Mischtexturen (B/T) sind die Lagen der hexagonalen Einheitszellen (Bild 6) bezogen auf die gewählten Belastungsrichtungen in Bild 7 dargestellt. Als Ausgangszustand für die Gefügeeinstellung wurde ein martensitisches Gefüge (15 min 1o5o°C/H_2O) mit einer regellosen Textur (Bild 8a) gewählt. Einsinniges Walzen bei 8oo°C ergab eine Mischtextur mit B- und T-Anteil. Mit zunehmendem Umformgrad von φ = -o.69 auf φ = -1.4 wurde die Textur schärfer ausgeprägt (Bilder 8b und c).

Das Gefüge der binären Ti-8.6Al-Legierung ist in Bild 9 dargestellt. Nach einem Umformgrad von φ = -o.69 bei 95o°C und einer anschließenden Rekristallisationsglühung 1h bei 95o°C betrug die Korngröße etwa 45 µm. Durch das Umformen bei 95o°C entstand eine ausgeprägte rotationssymmetrische B-Textur (Bild 1o).

In Tabelle 2 sind noch einmal die für die untersuchten Gefüge der Ti-6Al-4V- und Ti-8.6Al-Legierungen erforderlichen thermischen und mechanischen Behandlungen zusammengestellt.

3.2 Mechanische Eigenschaften des Grundzustandes

a) Zugversuche

Die mechanischen Eigenschaften der Ti-6Al-4V-Legierung unter statischer Beanspruchung zeigen einen deutlichen Einfluß der Phasenanordnungen, der Aushärtung und der Textur (Tabelle 3). Der E-Modul nahm durch die Auslagerung bei 5oo°C für beide Gefügeanordnungen lamellar und globular zu. Bei dem Gefüge mit der stärker ausgeprägten Textur (glob. b) wurde in TD-Richtung ein deutlich höherer E-Modul als in RD-Richtung gemessen. Die Dehngrenzen $\sigma_{o,o1}$ und $\sigma_{o,2}$ zeigten ebenfalls durch die Aushärtung einen deutlichen Anstieg für beide Gefügeanordnungen. Bei dem stärker texturierten Zustand (glob. b)

fielen besonders die höheren Streckgrenzen in TD-Richtung auf. Im Unterschied zum grob lamellaren Gefüge wurde beim globularen (glob. a) durch die Aushärtung 24h 500°C die wahre Bruchspannung erhöht, während die Duktilität nicht beeinflußt wurde.

An der binären Ti-8.6Al-Legierung wurde bei konstanter Korngröße nur die Aushärtung variiert. Wie bei der zweiphasigen Ti-6Al-4V-Legierung stiegen der E-Modul und die Streckgrenzen durch die Auslagerung bei 500°C bzw. 600°C gegenüber dem abgeschreckten Zustand an. Die Bruchkennwerte σ_F und ε_F zeigten dagegen mit zunehmender Aushärtung einen drastischen Abfall gegenüber dem abgeschreckten Zustand.

b) Wechselverformungsversuche

An der binären Ti-8.6Al-Legierung wurden Wechselverformungsversuche im Bereich der Kurzzeitermüdung ($N_F < 10^4$) durchgeführt (Bild 11). Die nennspannungsgesteuerten Versuche fanden unter Vakuumumgebungen statt. Für den abgeschreckten Zustand wurde für beide untersuchten Spannungsamplituden von 795 und 850 MPa eine zyklische Verfestigung in den ersten Lastwechseln gemessen mit einer anschließenden ausgeprägten Sättigung der plastischen Dehnung. Bei der höheren Spannungsamplitude trat diese Sättigung nach etwa 5 Lastwechseln, bei der niedrigeren nach etwa 25 Lastwechseln auf. Der 10h 500°C ausgehärtete Zustand zeigte dagegen bei höherer Spannungsamplitude von 900 MPa von Anfang an Entfestigung, während bei der niedrigeren Spannungsamplitude von 830 MPa in den ersten 5 Lastwechseln Verfestigung gemessen wurde mit anschließend deutlicher Entfestigung. Eine Sättigung der plastischen Dehnung trat im ausgehärteten Zustand nicht auf.

c) Dauerschwingversuche

Die Bilder 12-16 zeigen für die untersuchten Zustände der Ti-6Al-4V-Legierung die Ergebnisse der Dauerschwingversuche am elektrolytisch polierten Grundzustand. Die Ergebnisse an

Laborluft stammen aus Umlaufbiegeversuchen, die unter Vakuumumgebung aus Zug-Druck-Versuchen. Zusätzliche Untersuchungen im Zug-Druck-Versuch an Laborluft hatten gezeigt, daß sich für die beiden Beanspruchungsarten Umlaufbiegung und Zug-Druck für die benutzen Probenformen (Bild 4b und c) keine signifikanten Unterschiede in der Wöhlerkurve ergaben. Für den nicht ausgehärteten grob lamellaren Zustand (Bild 12) wurde eine Wechselfestigkeit σ_{W10^7} von 28o MPa gemessen. Fanden die Ermüdungsversuche unter Ausschluß des umgebenden Mediums statt, so stieg σ_W auf 48o MPa. Durch die Aushärtung 24h 5oo°C konnte die Wechselfestigkeit an Luft auf 48o MPa, unter Vakuum auf 55o MPa gesteigert werden (Bild 13). Der Zustand glob. a (Bild 14) zeigte gegenüber dem grob lamellaren Gefüge nach gleicher Aushärtung einen Anstieg von σ_W = 48o MPa auf 61o MPa an Laborluft und von 55o MPa auf 75o MPa in inerter Umgebung. Für den Zustand glob. b-RD (Bild 15) betrug die Wechselfestigkeit an Luft 72o MPa gegenüber 76o MPa unter Vakuumumgebung. Für die TD-Belastungsrichtung stieg σ_W durch den Wechsel der Umgebung von Luft nach Vakuum von 69o MPa auf 875 MPa an (Bild 16).

Die binäre Legierung zeigte für den 1oh 5oo°C ausgehärteten Zustand an Luft eine Wechselfestigkeit von 4oo MPa und im Vakuum von 6oo MPa (Bild 17).

3.3 Kugelstrahlbehandlung

a) Kenngrößen der Anlage

Für die zum Kugelstrahlen benutzte Injektoranlage ergab sich die in Bild 18 gezeigte Abhängigkeit des Massenstroms $\dot{m}$ für verschiedene Düsendurchmesser vom Stahldruck p. Für eine vergleichbare Variation der Strahlbehandlung bot sich von daher die Benutzung der Strahldrücke von 2,5, 4, 6, 1o und 12 bar an ($\dot{m}$ = const = 25oo g min^{-1}). Bild 19 zeigt den Zusammenhang zwischen diesen Strahldrücken und den experimentell ermittelten tatsächlichen Aufprallgeschwindigkeiten. Die Aufprallgeschwindigkeit variierte dabei zwischen 8 m s^{-1} (p = 2.5 bar)

und 37 m s^{-1} (p = 12 bar). Der Almenwert als Maß für die Intensität der Strahlbehandlung stieg in Abhängigkeit vom Strahldruck mit zunehmender Strahlzeit zunächst steil an und ging dann in eine Sättigung über (Bild 2o).

b) Reaktion der Werkstoffoberfläche auf eine Kugelstrahlbehandlung

Aufgrund der plastischen Verformung während der Strahlbehandlung wurde die Versetzungsdichte in oberflächennahen Schichten erhöht (Bild 21). Die Messungen wurden am grob lamellaren 24h 5oo°C ausgehärteten Zustand durchgeführt. Die Halbwertsbreite als Maß für die Versetzungsdichte zeigte dabei ausgehend von einem Maximalwert an der Oberfläche einen kontinuierlichen Abfall bis auf den Wert des unbeeinflußten Grundmaterials. Während der Maximalwert an der Oberfläche nahezu unabhängig vom Strahldruck war, konnte die Eindringtiefe der plastischen Verformung (Abstand von der Oberfläche, bei dem die Halbwertsbreite auf den Wert des Grundmaterials abgesunken war) stark mit dem Strahldruck erhöht werden. Eine Erhöhung des Strahldrucks von 2.5 auf 1o bar hatte eine Vergrößerung der plastisch verformten Zone von 75 µm auf 23o µm zur Folge. Im Vergleich zum Strahldruck konnte durch eine Verlängerung der Strahlzeit von 4 auf 24 min kein Einfluß auf das Profil der Versetzungsdichte festgestellt werden. Die plastische Verformung der Oberflächenrandzone läßt sich auch gut an der Verformung und Umlenkung der Lamellenpakete im grob lamellaren Gefüge erkennen (Bild 22a, b). Bemerkenswert ist, daß die röntgenographisch nachgewiesene Eindringtiefe der plastischen Verformung ungefähr um den Faktor 2 größer ist als die lichtmikroskopisch (V = 2oo) deutlich sichtbare Verformungszone (vergl. Bilder 22a, b mit Bild 21).

Die röntgenographisch ermittelten Spannungen in Abhängigkeit vom Oberflächenabstand sind für das grob lamellare 24h 5oo°C ausgehärtete Gefüge in Bild 23 aufgetragen. Grundsätzlich

wurden nach der Kugelstrahlbehandlung in Oberflächennähe hohe innere Druckspannungen gemessen mit einem ausgeprägten Maximum unter der Oberfläche. Die maximale innere Druckspannung und ihre Tiefenlage unter der Oberfläche stiegen mit zunehmendem Strahldruck an. So konnte durch eine Erhöhung des Strahldrucks von 2.5 auf 1o bar die maximale Druckeigenspannung von 68o MPa in einer Tiefe von 25 µm auf 75o MPa in einer Tiefe von 5o µm erhöht werden. Die Eindringtiefe der Druckeigenspannungen stimmte für alle Strahldrücke ungefähr mit der Eindringtiefe der plastischen Verformung überein (vergl. Bild 23 mit Bild 21). Ähnlich wie beim Verlauf der Versetzungsdichte hatte eine Verlängerung der Strahlzeit von 4 auf 24 min für alle Strahldrücke keinen nennenswerten Einfluß auf das Profil der inneren Spannungen. Im Vergleich zum grob lamellaren Gefüge zeigten globulare Zustände nach gleicher Strahlbehandlung etwas höhere (1oo-2oo MPa) Druckeigenspannungen, während die Eindringtiefe der Spannungen nicht meßbar beeinflußt wurde [68]. Die den Druckeigenspannungen in Oberflächennähe das mechanische Gleichgewicht haltenden inneren Zugspannungen wurden qualitativ an kugelgestrahlten Proben des Zustands glob. b-TD im Zugversuch bestimmt (Bild 24). Mit zunehmendem Strahldruck zeigte sich ein gegenüber dem Grundzustand deutlicher Abfall der $\sigma_{o,o1}$- und $\sigma_{o,2}$-Dehngrenzen. Erst bei größeren plastischen Dehnungen ($\varepsilon_{pl} > 4$ %) stimmten die Spannungs-Dehnungskurven für den Grundzustand und die Zustände nach verschiedener Strahlbehandlung wieder überein. Im Unterschied zum Einfluß auf den Beginn der plastischen Verformung wurden die Bruchkennwerte σ_F und ε_F durch die Strahlbehandlung nicht meßbar beeinflußt.

Zugversuche an Proben, die nach dem Kugelstrahlen 1h bei 5oo^{o}C geglüht worden waren, zeigten gegenüber den nur kugelgestrahlten Proben einen deutlichen Anstieg der Streckgrenze und keinen meßbaren Unterschied mehr im Spannungs-Dehnungsverlauf gegenüber dem Grundzustand. Die Änderung der Oberflächendruckeigen-

spannungen mit der Auslagerungstemperatur (t = 1h) ist in Bild 25 dargestellt. Nach einer Glühung von 1h bei 5oo°C ergab die röntgenographische Messung einen nahezu vollständigen Abbau der Oberflächendruckeigenspannungen.

Durch die Kugelstrahlbehandlung wurde im Vergleich zum elektrolytisch polierten Grundzustand die Oberflächenrauhigkeit deutlich verändert (Bild 26). Ähnlich der Strahlintensität (vergl. Bild 2o) stieg die arithmetische Rauhigkeit R_a in Abhängigkeit vom Strahldruck mit der Strahlzeit zunächst steil an und ging dann nach relativ kurzen Strahlzeiten in eine Sättigung über. Die nach einer bestimmten Strahlbehandlung von 4 bar 4 min vorliegende Oberflächenrauhigkeit war stark vom Gefüge des Materials und von der Textur abhängig. Die höchsten Rauhigkeitswerte zeigten die groben Gefüge Ti-Al6-4V grob lamellar (R_a = 1.36 µm) und Ti-8.6Al (R_a = 1.24 µm). Um den Textureinfluß auf die Ausbildung der Oberflächenrauhigkeit systematischer beurteilen zu können, wurden zusätzlich zu den in dieser Arbeit benutzten Zuständen mit der B/T-Mischtextur auch die B- und T-Grundtexturtypen des glob.b-Zustandes untersucht. Die nach einer Strahlbehandlung von 4 bar 4 min bestimmten Rauhigkeitswerte sind für die gewählten Meßebenen und -richtungen in Tabelle 4 zusammengestellt. Bei konstanten Gefügeabmessungen zeigte dabei die B-Textur die geringste Oberflächenrauhigkeit, wenn in der Walzebene gemessen wurde, die höchste bei der Messung senkrecht zur Walzebene. Die B/T-Mischtextur wies gemessen an der B- und T-Textur mittlere Rauhigkeitswerte auf.

Die Änderung der Kleinlasthärte als Maß für die Materialfestigkeit in oberflächennahen Schichten ist für das grob lamellare ausgehärtete Gefüge in den Bildern 27a, b dargestellt. Ähnlich der Versetzungsdichte (vergl. Bild 21) fiel die Härte ausgehend von einem Maximalwert an der Oberfläche kontinuierlich auf die Härte des Grundmaterials ab. Bemerkenswert ist, daß

nach einer Verlängerung der Strahlzeit von 4 auf 24 min ein deutlicher Abfall der Härte besonders in Oberflächennähe auftrat (Bild 27a). Ein ähnlicher Härteabfall konnte auch nach einer Strahlbehandlung mit einem von 4 auf 1o bar erhöhten Strahldruck beobachtet worden (Bild 27b).

Durch die Kugelstrahlbehandlung von Rundproben wurde Material von der Oberfläche abgetragen. Der an Umlaufbiegeproben des grob lamellaren 24h 5oo^{o}C ausgehärteten Gefüges ermittelte Massenabtrag (Bild 28a) war stark vom Strahldruck abhängig und stieg überproportional mit der Strahlzeit an. Im Vergleich zum ausgehärteten Gefüge zeigte der abgeschreckte Zustand nach gleicher Strahlbehandlung von 4 bar einen deutlich geringeren Massenabtrag (Bild 28b).

3.4 Einfluß der Strahlparameter auf die Ermüdungslebensdauer (σ_a = const)

3.4.1 Zug-Druck-Versuche

a) Vakuum

Die Ermüdungslebensdauer des Zustandes glob. b-TD wurde für eine Spannungsamplitude von σ_a = 8oo MPa im Zug-Druck-Versuch unter Vakuumumgebungen in Abhängigkeit vom Strahldruck und der Strahlzeit untersucht (Bild 29). Ausgehend vom elektrolytisch polierten Grundzustand ($N_F > 1o^7$) wurde mit steigendem Strahldruck ein kontinuierlicher Abfall der Bruchlastspielzahl festgestellt. Eine Verlängerung der Strahlzeit von 4 auf 24 min führte zu einem noch verstärkten Lebensdauerabfall. Nach einer Strahlbehandlung von 4 min setzte mit Ausnahme der Strahlbehandlung mit 12 bar die Ermüdungsrißbildung in einer vom Strahldruck abhängigen Tiefenlage im Probeninneren ein (Bild 3o). Bei der mit 1o bar kugelgestrahlten Probe konnte neben dem Hauptriß im Probeninnern auch Sekundärrißbildung und -ausbreitung an der Oberfläche beobachtet werden (Bild 31), während sich bei der mit 12 bar kugelgestrahlten Probe auch

der Hauptriß an der Oberfläche gebildet hatte (Bild 32). Der Abfall der Ermüdungslebensdauer bei konstantem Strahldruck ($p \leq 1o$ bar) nach Verlängerung der Strahlzeit von 4 auf 24 min war mit einem Wechsel des Rißbildungsortes vom Probeninnern an die Oberfläche verbunden (Bilder 33a-d).

Im Unterschied zu den kugelgestrahlten Proben hatten sich im ungestrahlten elektrolytisch polierten Grundzustand die Ermüdungsrisse auch unter Vakuumumgebung grundsätzlich an der Probenoberfläche gebildet.

b) 3.5 % NaCl

Im Gegensatz zu den Vakuumergebnissen führte die Kugelstrahlbehandlung des Zustandes glob. b-TD, wenn die Ermüdungsversuche in aggressiver Umgebung durchgeführt wurden (Bild 34) zu einer deutlichen Erhöhung der Lebensdauer (σ_a = 7oo MPa) gegenüber dem Grundzustand bei niedrigen Strahldrücken, während bei höheren ein ähnlicher Lebensdauerabfall wie unter Vakuumumgebung gefunden wurde. Auch in aggressiver Umgebung setzte bei mittleren Strahldrücken die Ermüdungsrißbildung, die zum Bruch der Probe führte, im Probeninnern ein (Bilder 35a, 35b). Gegenüber den Vakuumergebnissen konnten an den Bruchflächen der in aggressiver Umgebung getesteten Proben auch bei niedrigen Strahldrücken zahlreiche Sekundärrisse an der Oberfläche beobachtet werden (Bilder 36a, 36b). Nach einer Strahlbehandlung von 1o bar entstand der Hauptriß an der Probenoberfläche (Bild 37a). Zusätzlich konnten größere Bereiche von Sekundärrißbildung und -ausbreitung an der Oberfläche beobachtet werden (Bild 37b).

3.4.2 Umlaufbiegeversuche

Der Einfluß der Strahlparameter Strahldruck und Strahlzeit auf die Ermüdungslebensdauer bei konstanter Spannungsmplitude wurde für die übrigen Zustände der Ti-6Al-4V-Legierung und die Legierung Ti-8.6Al im Umlaufbiegeversuch untersucht. In

Bild 38 ist für die beiden Beanspruchungsarten die Überlagerung der inneren Spannungen, die durch die Kugelstrahlbehandlung induziert werden, mit den Lastspannungen aus dem Ermüdungsversuch schematisch dargestellt. Bei gegebener Lastamplitude ergibt sich hieraus für die Oberflächenbeanspruchung kein Unterschied zwischen Umlaufbiegung und Zug-Druck-Versuch, während der Lastspannungsgradient im Umlaufbiegeversuch zu einer reduzierten Werkstoffbeanspruchung in grösseren Tiefen führt.

Am grob lamellaren Zustand (24h 500°C) wurde im Umlaufbiegeversuch an Laborluft (σ_a = 650 MPa) die Lebensdauer kugelgestrahlter Proben nach einer weiteren Variation von Strahldruck und Strahlzeit untersucht (Bild 39). Ausgehend vom elektrolytisch polierten Grundzustand wurde für alle untersuchten Strahldrücke eine mit der Strahlzeit zunächst stark ansteigende Lebensdauer gefunden mit einem deutlichen Abfall nach Verlängerung der Strahlzeit und anschließender Sättigung. Die höchste Lebensdauer wurde ähnlich den Ergebnissen am Zustand glob. b-TD in 3.5 % NaCl-Lösung (Bild 34) mit einem Strahldruck von 4 bar bei kurzen Strahlzeiten (4 bis 6 min) erzielt. Ähnlich den Zug-Druck-Ergebnissen des Zustandes glob. b-TD wurde mit steigendem Strahldruck der Ort der Ermüdungsrißbildung tiefer ins Probeninnere verschoben (Bild 40a-d). Für den grob lamellaren Zustand wurde aber kein Wechsel des Rißbildungsortes an die Oberfläche nach längerer Strahlzeit gefunden. Gegenüber dem deutlichen Abfall der Lebensdauer des ausgehärteten Zustandes mit zunehmender Strahlzeit, blieb für den nicht ausgehärteten Zustand die Lebensdauer nach einem Anstieg nach kurzen Strahlzeiten nahezu unabhängig von der Strahlzeit (Bild 41). Der nicht ausgehärtete Zustand zeigte ebenfalls nach einer Strahlbehandlung mit 4 bar für alle untersuchten Strahlzeiten Rißbildung im Probeninnern (Bild 42a, b).

Der Zustand glob. a-RD (Bild 43) reagierte im 24h 5oo°C ausgehärteten Zustand mit einem kontinuierlichen Abfall der Lebensdauer (σ_a = 775 MPa) auf eine Verlängerung der Strahlzeit. Nach einer Strahlzeit von 24 min wurde eine geringere Lebensdauer als für den elektrolytisch polierten Grundzustand gemessen. Demgegenüber war die Lebensdauer des abgeschreckten Zustandes wieder nahezu unabhängig von der Strahlzeit. Eine Analyse der Bruchflächen ergab, daß unabhängig von der Aushärtung und der Strahlzeit die Ermüdungsrißbildung grundsätzlich an der Probenoberfläche eingesetzt hatte (Bilder 44a-d). Auch der ausgehärtete Zustand glob. b-RD (Bild 45) reagierte mit einem deutlichen Lebensdauerabfall schon nach sehr kurzen Strahlzeiten (σ_a = 775 MPa). Ähnlich den Ergebnissen am glob. a-RD Zustand wurden die Ermüdungsrisse an der Oberfläche gebildet (Bild 46).

Vergleichbar dem grob lamellaren Zustand der Ti-6Al-4V-Legierung reagierte die binäre Ti-8.6Al-Legierung auf die Kugelstrahlbehandlung (Bild 47). Für den ausgehärteten Zustand ergab sich wieder ein deutlicher Abfall der Bruchlastspielzahl (σ_a = 7oo MPa), während die Lebensdauer des abgeschreckten Zustandes nahezu unabhängig von der Strahlzeit war. Bemerkenswert ist die im Vergleich zu den Zuständen der Ti-6Al-4V-Legierung extreme Lebensdauerverbesserung durch die Kugelstrahlbehandlung (Faktor 1oo) bei vergleichbarer Lebensdauer der Grundzustände ($N_F = 1\text{-}3\cdot 1o^4$). Unabhängig von Aushärtung und Strahlzeit zeigten alle kugelgestrahlten Proben Rißbildung im Probeninnern (Bild 48a,b).

3.5 Einfluß der Kugelstrahlbehandlung auf das Dauerschwingverhalten

Zur Untersuchung des Einflusses der Kugelstrahlbehandlung auf die Wechselfestigkeit wurde für die untersuchten Zustände eine Strahlbehandlung von 4 bar 4 min gewählt.

3.5.1 Zug-Druck-Versuche

a) Vakuum

Bild 49 zeigt die Ergebnisse der Zug-Druck-Versuche im Vakuum für den Zustand glob. b-TD nach einer Strahlbehandlung von 4 bar 4 min im Vergleich zum elektrolytisch polierten Grundzustand. Deutlich erkennt man einen drastischen Abfall der Wechselfestigkeit von 875 MPa für den Grundzustand auf $\sigma_W < 7oo$ MPa nach der Strahlbehandlung. Für alle Spannungsamplituden bildeten sich die Ermüdungsrisse in den kugelgestrahlten Proben im Probeninnern (Bild 5oa-c). Im Vergleich zu den niedrigen Spannungsamplituden, wo eine konstante Rißbildungstiefe von ca. 175 µm unter der Probenoberfläche gefunden wurde (Bild 5ob, c) war bei der mit der höchsten Spannungsamplitude von 95o MPa beanspruchten Probe der Rißbildungsort in einer erheblich größeren Tiefenlage (31o µm) zu finden.

Auch der grob lamellare ausgehärtete Zustand (Bild 51) reagierte mit einem drastischen Abfall der Wechselfestigkeit von 55o MPa im Grundzustand auf $\sigma_W < 4oo$ MPa nach der Strahlbehandlung. Trotz der groben Phasenabmessungen, die eine exakte Lokalisation des Ermüdungsrißbeginns erschweren, war die Anrißbildung unter der Oberfläche eindeutig (Bild 52a-d).

Eine grundsätzlich andere Reaktion auf die Kugelstrahlbehandlung zeigte der ausgehärtete Zustand glob. b-RD (Bild 53). Gegenüber dem Grundzustand wurde eine von 76o auf 82o MPa erhöhte Wechselfestigkeit beobachtet. Die Bruchflächenuntersuchung an den mit Spannungsamplituden von 85o und 825 MPa beanspruchten Proben zeigte eindeutig Rißbildung an der Oberfläche (Bild 54a, b).

Bei der Legierung Ti-8.6Al (1oh 5oo^{o}C) resultierte die Kugelstrahlbehandlung in einer um 5o MPa gegenüber dem Grundzustand reduzierten Wechselfestigkeit (Bild 55). Für alle Spannungsamplituden bildeten sich die Ermüdungsrisse in den kugelgestrahlten Proben unter der Oberfläche (Bild 56).

b) 3.5 % NaCl

Die Ermüdungsversuche zur Untersuchung der Wechselfestigkeit kugelgestrahlter Proben in aggressiver Umgebung wurden an den ausgehärteten Zuständen glob. b-TD, glob. b-RD und der binären Ti-Legierung durchgeführt. Für den Zustand glob. b-TD (Bild 57) ergab sich durch die Kugelstrahlbehandlung eine deutliche Verbesserung der Ermüdungslebensdauer im Zeitfestigkeitsbereich, während die Wechselfestigkeit des Grundzustandes nicht erreicht werden konnte. Bei den höchsten Spannungsamplituden ($\sigma_a \geq$ 8oo MPa) bildeten sich im Unterschied zu den Vakuumergebnissen die Ermüdungsrisse an der Oberfläche, während bei niedrigen Amplituden die Rißbildung unter der Oberfläche wieder in einem konstanten Abstand von ca. 175 µm zur Oberfläche gefunden wurde (Bild 58a-d).

Im Unterschied zum Zustand glob. b-TD reagierte der Zustand glob. b-RD mit einer leichten Verbesserung der Wechselfestigkeit von 66o MPa im Grundzustand auf etwa 7oo MPa nach der Strahlbehandlung (Bild 59. Ähnlich den Ergebnissen im Zustand glob. b-TD war der Ort der Ermüdungsrißbildung von der Lastamplitude abhängig (Bild 6oa-d), wobei wiederum nur oberhalb von 8oo MPa Rißbildung an der Oberfläche gefunden wurde.

Mit einem drastischen Abfall der Wechselfestigkeit reagierte die Ti-8.6Al-Legierung (1oh 5oo^{o}C) auf die Kugelstrahlbehandlung (Bild 61). Mit Ausnahme der höchsten untersuchten Spannungsamplitude von σ_a = 7oo MPa (Bild 62a) bildeten sich die Ermüdungsrisse ähnlich den Vakuumergebnissen im Probeninnern (Bild 62b).

3.5.2 Umlaufbiegeversuche

Zur Untersuchung des Einflusses eines Gradienten der angelegten Spannung auf die Wechselfestigkeit nach einer Kugelstrahlbehandlung wurden Umlaufbiegeversuche durchgeführt.

a) Luft

Im Unterschied zum Abfall der Wechselfestigkeit des Zustandes glob. b-TD im Zug-Druck-Versuch im aggressiven Medium konnte im Umlaufbiegeversuch an Laborluft ein deutlicher Anstieg der Wechselfestigkeit um 11o MPa gegenüber dem Grundzustand festgestellt werden (Bild 63). Bei der höchsten untersuchten Spannungsamplitude von 875 MPa (Bild 64a) bildete sich der Ermüdungsriß an der Oberfläche. Die bei niedrigeren Spannungsamplituden gebrochenen Proben zeigten dann eindeutig Rißbildung unter der Oberfläche (Bild 64b, c). Gegenüber dem Zug-Druck-Versuch in 3.5 % NaCl wurde im Umlaufbiegeversuch der Ort der Ermüdungsrißbildung etwas näher an die Oberfläche verschoben (vergl. Bild 58b-d).

Der grob lamellare ausgehärtete Zustand reagierte auf die Kugelstrahlbehandlung mit einer Erhöhung der Wechselfestigkeit gegenüber dem Grundzustand von 48o MPa auf 55o MPa (Bild 65). Auch für die höchste untersuchte Spannungsamplitude (σ_a = 7oo MPa) bildete sich der Ermüdungsriß im Probeninnern (Bild 66a). Im Unterschied zu den Zug-Druck-Versuchen (vergl. Bild 52a-d) zeigte sich bei den Umlaufbiegeversuchen die Tendenz, daß mit abnehmender Spannungsamplitude der Rißbildungsort tiefer ins Probeninnere verschoben wurde (Bild 66a-d).

Beim Zustand glob. a-RD (24h 5oo^{o}C) wurde die Wechselfestigkeit durch die Kugelstrahlbehandlung um 12o MPa gegenüber dem Grundzustand erhöht (Bild 67). Mit Ausnahme der Spannungsamplitude von σ_a = 75o MPa wurde grundsätzlich Rißbildung an der Oberfläche beobachtet (Bild 68a-d). Die Tiefenlage der Rißbildung der mit 75o MPa wechselbeanspruchten Probe hatte einen Abstand von etwa 33o µm von der Probenoberfläche (Bild 68d). Nahezu keine Verbesserung der Wechselfestigkeit nach einer Kugelstrahlbehandlung gegenüber einer deutlichen Verbesserung der Zeitfestigkeit zeigte der Zustand glob. b-RD (Bild 69). Für alle Spannungsamplituden bildeten sich die Ermüdungsrisse an der Probenoberfläche (Bild 7oa, b).

Mit der höchsten Wechselfestigkeitsverbesserung von 4oo MPa im Grundzustand auf knapp 6oo MPa reagierte die binäre Ti-8.6Al-Legierung auf die Kugelstrahlbehandlung (Bild 71). Eine Analyse der Bruchflächen ergab, daß sich die Ermüdungsrisse bei diesem Zustand im Probeninnern gebildet hatten (Bild 72a, b). Bild 72c zeigt in einer lichtmikroskopischen Aufnahme den Querschliff der mit σ_a = 625 MPa wechselbeanspruchten kugelgestrahlten Umlaufbiegeprobe. Deutlich erkennt man eine ausgeprägte Gleitbandbildung, die auf einen Bereich in einem bestimmten Abstand von der Oberfläche konzentriert ist. An einer mit einem höheren Strahldruck von 6 bar 4 min gestrahlten Probe, die innerhalb von $2 \cdot 10^7$ Lastwechseln nicht gebrochen war, konnte durch einen Querschliff ein Ermüdungsriß entdeckt werden, bevor er die Oberfläche erreicht hatte (Bild 72d). Der Ermüdungsriß hatte sich zum Probeninnern hin erheblich weiter ausgedehnt als zur Oberfläche.

b) Argon

Die Untersuchungen des Einflusses der Umgebungsbedingungen auf die Wechselfestigkeit kugelgestrahlter Proben im Umlaufbiegeversuch wurde nur am Zustand glob a-RD durchgeführt (Bild 73). Durch den Wechsel der Umgebungsbedingungen von Laborluft nach Argon konnte ein deutlicher Lebensdaueranstieg und eine Wechselfestigkeitserhöhung $\sigma_{W_{10^7}}$ von 72o auf 735 MPa erreicht werden. Die Spannungsamplitude, bei der der Ort der Rißbildung vom Probeninnern an die Oberfläche wechselte, konnte durch die inerte Umgebung von 75o MPa an Laborluft auf 812 MPa in Argon erhöht werden. Für eine konstante Spannungsamplitude von 812 MPa zeigt Bild 74a den Rißbildungsort der an Luft ermüdeten Probe, Bild 73b den Ort der Rißbildung bei der Ermüdung in Argonumgebung. Die in Bild 74b gezeigte Tiefenlage des Rißbildungsortes beträgt etwa 44o µm.

3.6 Kritische Versuche zur Separation der Einflußgrößen

Wegen der Vielzahl der gegenüber dem Grundzustand durch die Kugelstrahlbehandlung veränderten Oberflächeneigenschaften (Versetzungsdichte, innere Spannungen, Ver- und Entfestigung, Oberflächenrauhigkeit), die alle einen Einfluß auf das Ermüdungsverhalten haben können, war es ein zentraler Gesichtspunkt dieser Arbeit, diese Einflußgrößen nach Möglichkeit zu trennen. Durch geeignete Versuche sollte die grundsätzliche Einflußnahme von Versetzungsdichte, inneren Spannungen und Oberflächentopographie bestimmt werden. Hierzu wurden neben weiterführenden Untersuchungen an kugelgestrahlten Proben auch vergleichende Untersuchungen an spanend bearbeiteten Zuständen durchgeführt. Zusätzlich wurden Zustände, die durch Zug oder durch Kaltwalzen plastisch vorverformt worden waren, untersucht.

3.6.1 Versetzungsdichte

a) Vorverformung

Der Einfluß einer Zugvorverformung auf die Zeitfestigkeit (σ_a = 650 MPa) des grob lamellaren ausgehärteten Gefüges ist in Bild 75 dargestellt. Durch die Zugvorverformung konnte keine Lebensdauerveränderung gegenüber dem elektrolytisch polierten Grundzustand festgestellt werden. Für die Untersuchung des Einflusses einer Zugvorverformung auf die Wechselfestigkeit wurde der Zustand glob. a-RD wegen seiner sehr hohen Duktilität ausgewählt. Nach einer Zugvorverformung von φ = 0.15 konnte ein Anstieg der Wechselfestigkeit von 610 MPa auf 635 MPa im Umlaufbiegeversuch an Luft gefunden werden (Bild 76).

Eine andere Möglichkeit zur Erzeugung einer hohen Versetzungsdichte bot das Kaltwalzen. Beim Zustand glob. a-RD traten trotz der im einachsigen Zugversuch sehr hohen Duktilität von ε_F = 0.74 bei höheren Umformgraden als φ = -0.35 makroskopisch sichtbare Risse auf. Aus diesem Grund wurde ein geringerer

Umformgrad von $\varphi = -o.31$ gewählt. Durch das Kaltwalzen ergab sich ein drastischer Abfall der Wechselfestigkeit von 61o MPa auf 4oo MPa (Bild 77). Wurden kaltgewalzte Proben vor der Ermüdungsbeanspruchung dagegen 1h 5oo°C im Vakuum geglüht, so zeigte sich ein deutlicher Anstieg der Wechselfestigkeit von 4oo MPa auf 625 MPa und damit eine ähnliche Verbesserung gegenüber dem Grundzustand wie nach der plastischen Zugvorverformung. Zugversuche am kaltgewalzten Material (Bild 78) ergaben gegenüber dem Grundzustand ein deutlich früheres Abknicken von der elastischen Geraden ähnlich wie es auch bei kugelgestrahlten Proben gefunden worden war (vergl. Bild 24). Erst bei größeren Dehnungen waren zur weiteren plastischen Verformung erheblich höhere Spannungen als im Grundzustand erforderlich. Für die nach der Walzverformung 1h 5oo°C geglühten Proben wurde ein deutlicher Anstieg der $\sigma_{o,o1}$ Dehngrenze auch gegenüber dem Grundzustand gefunden, während bei plastischen Dehnungen $\varepsilon_{pl} > o.3$ % die Festigkeitswerte des nur kaltgewalzten Zustandes nicht ganz erreicht wurden. Die Duktilität der kaltgewalzten Proben betrug $\varepsilon_F = o.33$ und die der zusätzlich 1h 5oo°C geglühten $\varepsilon_F = o.42$ gegenüber $\varepsilon_F = o.74$ für den Grundzustand.

b) Oberflächenverformung

Zur Untersuchung des Einflusses einer Oberflächenverformung auf die Ermüdungseigenschaften wurden elektrolytisch polierte Proben mechanisch poliert. Durch mechanisches Polieren mit einer ölgebundenen Al_2O_3-Paste mit einer mittleren Partikelgröße von 1o µm konnte die Wechselfestigkeit für die untersuchten Zustände glob. b-TD, -RD und für die Ti-8.6Al-Legierung stark erhöht werden (Bilder 79-81). Die Oberflächenrauhigkeit hatte sich durch das mechanische Polieren gegenüber dem elektrolytisch polierten Grundzustand nicht verändert. Röntgenographisch war eine Erhöhung der Versetzungsdichte durch das mechanische Polieren nicht nachweisbar. Für den Zustand glob. b-RD konnte durch mechanisches Polieren die Wechselfestigkeit von 72o auf 875 MPa erhöht werden (Bild 79),

für den glob. b-TD Zustand von 69o auf 825 MPa (Bild 8o) und für die binäre Ti-8.6Al-Legierung von 4oo auf 5oo MPa (Bild 81). Parallele Untersuchungen an einem globularen Zustand der Ti-6Al-4V-Legierung mit einer Korngröße der α-Phase von 6 µm [69] hatten gezeigt, daß durch eine zusätzliche Glühung der mechanisch polierten Proben 1h bei 5oo°C die Wechselfestigkeit nicht verändert wurde (Bild 82, Kurve D).

Die gleiche Tendenz wurde an definiert gedrehten Proben gefunden. Diese zeigten einmal eine deutliche Lebensdauerverbesserung gegenüber dem elektrolytisch polierten Grundzustand (Bild 82, vergl. Kurven B und A), weiterhin wurde nach einer einstündigen Vakuumglühung bei 5oo°C nur ein geringer Abfall der Wechselfestigkeit beobachtet (Bild 82, vergl. Kurven B und C).

Zur Untersuchung des Einflusses der durch die Kugelstrahlbehandlung erhöhten Versetzungsdichte auf die Ermüdungseigenschaften ohne zusätzlichen Einfluß der inneren Spannungen wurden kugelgestrahlte Proben des Zustandes glob. b-RD 1h bei 5oo°C weitgehend eigenspannungsfrei geglüht (vergl. Bild 25). Nach dem Abtrag einer 2o µm dicken Oberflächenrandschicht durch elektrolytisches Abpolieren entsprach die Oberflächenrauhigkeit der des elektrolytisch polierten Grundzustandes. Gegenüber dem Grundzustand wurde eine Wechselfestigkeitssteigerung durch diese Behandlung von 72o auf 8oo MPa gefunden (Bild 83).

3.6.2 Innere Spannungen

Die grundsätzliche Einflußnahme der inneren Spannungen auf die Ermüdungseigenschaften wurde an den Zuständen glob. b-TD und glob. b-RD untersucht.

Kugelgestrahlte Proben (glob. b-TD) wurden 1h bei unterschiedlich hohen Temperaturen im Vakuum geglüht. Nach Bild 25 wurden mit zunehmender Auslagerungstemperatur die Oberflächen-

druckeigenspannungen stärker abgebaut. Die Ermüdungslebensdauer bei einer Spannungsamplitude von 85o MPa ist in Abhängigkeit von der Glühtemperatur in Bild 84 dargestellt. Man erkennt einen kontinuierlichen Abfall der Bruchlastspielzahl mit steigender Glühtemperatur. Eine Analyse der Bruchflächen ergab, daß oberhalb Glühtemperaturen von 3oo°C der Rißbildungsort vom Probeninnern an die Oberfläche gewechselt hatte (Bild 85a-d).

Der Einfluß einer Glühung im Vakuum von 1h 5oo°C auf das Dauerschwingverhalten kugelgestrahlter Proben des Zustandes glob. b-RD ist in Bild 86 dargestellt. Für den glob. b-RD Zustand ergab sich durch die Glühung ein Abfall der Wechselfestigkeit von 725 auf 375 MPa.

Innere Spannungen können auch während der Ermüdungsbeanspruchung abgebaut werden. Die zyklische Stabilität der durch die Kugelstrahlbehandlung induzierten Oberflächendruckeigenspannungen wurde an den Zuständen glob. b-RD und -TD untersucht. Hierzu wurden kugelgestrahlte Wechselbiegeproben im Druckschwellbereich (σ_a = 45o MPa, σ_m = -6oo MPa) ermüdet und nach bestimmten Lastwechselzahlen die Veränderung des ursprünglichen Eigenspannungswertes ermittelt. Die an der mit der maximalen Druckspannung beanspruchten Oberflächenseite gemessenen inneren Spannungen (Bild 87) zeigten für beide Zustände einen deutlichen Abbau innerhalb der ersten 1o Lastwechsel. Während für den Zustand glob. b-TD mit steigender Lastwechselzahl nur noch ein minimaler weiterer Abbau der inneren Spannungen bzw. eine Sättigung gemessen wurde, wurden beim Zustand glob. b-RD die inneren Spannungen kontinuierlich weiter abgebaut.

Während in den bisher gezeigten Beispielen zur Separation der inneren Spannungen auf das Ermüdungsverhalten die Ermüdungsproben noch die hohe Oberflächenrauhigkeit nach der Kugelstrahlbehandlung enthielten, sollte im folgenden der Einfluß der inneren Spannungen getrennt von dem der Ober-

flächenrauhigkeit untersucht werden. Hierzu wurde an kugelgestrahlten Proben des Zustandes glob. b-RD eine Schichtdicke von 2o µm elektrolytisch abpoliert. Gegenüber dem gleichbehandelten aber zusätzlich 1h bei 5oo°C weitgehend eigenspannungsfrei geglühten Zustand ergab sich jetzt eine um 5o MPa höhere Wechselfestigkeit (vergl. Bild 88, Kurve B mit Bild 83, Kurve B). Um den Einfluß der Druckeigenspannungen auf die Wechselfestigkeit getrennt vom Einfluß einer durch die Kugelstrahlbehandlung induzierten Versetzungsdichte untersuchen zu können, wurden gekerbte Umlaufbiegeproben (K_t = 1.8) im Zugversuch knapp oberhalb der Streckgrenze des gekerbten Zustandes plastisch verformt. Durch das lokale Überschreiten der Streckgrenze in Oberflächennähe entstehen beim Entlasten in diesen Bereichen innere Druckspannungen. Für die Untersuchung der Ermüdungseigenschaften wurden die Zustände glob. b-RD und glob. b-TD, die im Umlaufbiegeversuch auf eine Kugelstrahlbehandlung völlig unterschiedlich reagiert hatten (vergl. Bild 63 mit Bild 69) gewählt. Die Ergebnisse der Dauerschwingversuche sind in Bild 89 dargestellt. Für den glob. b-TD Zustand ergab sich ähnlich wie bei den Ermüdungsversuchen nach der Kugelstrahlbehandlung gegenüber glob. b-RD eine deutlich höhere Wechselfestigkeit.

3.6.3 Oberflächenrauhigkeit

Der Einfluß der Oberflächenrauhigkeit auf das Ermüdungsverhalten kugelgestrahlter Proben wurde am glob. b-RD Zustand einmal mit und einmal ohne innere Spannungen untersucht. Nach einem 2o µm Abtrag von der Oberfläche durch elektrolytisches Polieren konnte ein Anstieg der Wechselfestigkeit von 725 auf 85o MPa beobachtet werden (vergl. Bild 83, Kurve A mit Bild 88, Kurve B). Ein wesentlich größerer Einfluß der Oberflächenrauhigkeit wurde gefunden, wenn der parallele Einfluß der Oberflächendruckeigenspannungen eliminiert worden war. Gegenüber dem kugelgestrahlten und 1h bei 5oo°C geglühten

Zustand konnte durch das zusätzliche Abpolieren einer 2o µm dicken Oberflächenschicht die Wechselfestigkeit drastisch von 375 MPa auf 8oo MPa erhöht werden (vergl. Bild 86, Kurve B mit Bild 83, Kurve b).

4. Diskussion

Bei der Beurteilung der Reaktion von Titanlegierungen auf eine Kugelstrahlbehandlung und die hierdurch veränderten Ermüdungseigenschaften sind einige werkstoffspezifische Besonderheiten der Titanlegierungen zu berücksichtigen. Durch ausgeprägte Walztexturen (Bilder 7, 8, 1o) werden wegen der starken Anisotropie des hexagonalen Einkristalls auch die mechanischen Eigenschaften des Vielkristalls stark richtungsabhängig (Tabelle 3). Auch die Oberflächenrauhigkeit nach einer Strahlbehandlung von stark texturiertem Material zeigt eine Richtungsabhängigkeit (Tabelle 4). Ebenso ist die zyklische Stabilität der durch die Kugelstrahlbehandlung induzierten inneren Spannungen ähnlich dem zyklischen Ver- und Entfestigungsverhalten [7o] von der Belastungsrichtung abhängig (Bild 87). Wegen der Vielzahl der Parameter, die das Ermüdungsverhalten kugelgestrahlter Titanlegierungen beeinflussen (Profil der inneren Spannungen und ihre Stabilität, Versetzungsdichte, Oberflächenrauhigkeit, Spannungsamplitude und -gradient und Umgebungsmedium), werden zunächst die grundsätzlichen Vorgänge in der Werkstoffoberfläche bei der Reaktion auf eine Kugelstrahlbehandlung besprochen. Danach soll ausgehend vom Verständnis der grundsätzlichen Einflußnahme von Versetzungsdichte, inneren Spannungen und Oberflächenrauhigkeit das Ermüdungsverhalten der Titanlegierungen nach einer Kugelstrahlbehandlung in Abhängigkeit von Mikrostruktur und Textur besprochen werden.

4.1 Reaktion der Werkstoffoberfläche auf eine Kugelstrahlbehandlung

Allgemein wird durch Kugelstrahlen die bestrahlte Werkstoffoberfläche plastisch verformt. Bei gegebenem Werkstoffzustand wird die Eindringtiefe der plastischen Verformung hauptsächlich von der kinetischen Energie (Masse und Aufprallgeschwindigkeit) und dem Aufprallwinkel bestimmt. Bei konstantem Massenstrom ist damit die Energie der Strahlkugeln eindeutig durch die Aufprallgeschwindigkeit gekennzeichnet. Der Almenwert als Maß für die Intensität der Strahlbehandlung zeigt deshalb eine deutliche Abhängigkeit vom Strahldruck (Bild 2o, zugehörige Aufprallgeschwindigkeit der Kugeln: siehe Bild 19), wobei sich nach kurzen Strahlzeiten Sättigungswerte einstellen. Der Anstieg des Almenwertes mit der Strahlzeit kann mit einer zunehmenden Überdeckung (Anteil der von Kugeln verformten Plättchenoberfläche zur Gesamtfläche) erklärt werden. Die Sättigung des Almenwertes (= Almenintensität) deutet darauf hin, daß die induzierten Druckeigenspannungen, die die Durchbiegung der Almenplättchen bewirken, nach bestimmter Strahlzeit konstant bleiben.

Der Einfluß der Strahlparameter Strahldruck und Strahlzeit auf die Erhöhung der Versetzungsdichte in oberflächennahen Schichten wurde am grob lamellaren Zustand bestimmt (Bild 21). Die mit zunehmendem Strahldruck beobachtete zunehmende Eindringtiefe der plastischen Verformung kann mit der höheren kinetischen Energie der Strahlkugeln erklärt werden. Daß die Versetzungsdichte unmittelbar an der Oberfläche praktisch unabhängig vom Strahldruck ist, zeigt an, daß schon bei den niedrigsten untersuchten Strahldrücken die maximal mögliche Versetzungsdichte an der Oberfläche und danach Materialabtrag erreicht wird. Daß im Unterschied zum Strahldruck eine Verlängerung der Strahlzeit von 4 auf 24 min keinen Einfluß mehr auf das Profil der Versetzungsdichte hat, bedeutet, daß die Versetzungsdichte schon nach Strahlzeiten $\leq$ 4 min einen Sättigungswert erreicht hat.

Während durch eine Erhöhung des Strahldrucks die Eindringtiefe der Druckeigenspannungen (Bild 23) beträchtlich vergrößert wird, nehmen die Oberflächen- und Maximalwerte unter der Oberfläche vergleichsweise wenig zu. Der geringe Einfluß des Strahldrucks auf die oberflächennahe Höhe der inneren Spannungen kann mit dem auch nur geringen Einfluß des Strahldrucks auf die Höhe der Versetzungsdichte, die ursächlich für die Ausbildung der inneren Spannungen verantwortlich ist, erklärt werden. Da eine Erhöhung der Strahlzeit von 4 auf 24 min keinen Einfluß auf das Profil der Versetzungsdichte hatte, bleibt auch das Profil der inneren Spannungen von einer Verlängerung der Strahlzeit unbeeinflußt. Die im Vergleich zu den Ergebnissen am grob lamellaren Gefüge bestimmten etwa 1oo-2oo MPa größeren Maximalwerte der inneren Spannungen der globularen Gefüge können mit der größeren Differenz aus wahrer Bruchspannung und der Spannung, die für die Bewegung der ersten Versetzung erforderlich ist ($\sigma_F - \sigma_o$), der globularen Gefüge erklärt werden. Kugelgestrahlte Proben zeigten im Zugversuch eine mit zunehmendem Strahldruck stärker abfallende $\sigma_{o,o1}$-Dehngrenze (Bild 24). Dieses Verhalten wird mit der frühzeitig lokal einsetzenden plastischen Verformung in den Gebieten hoher Zugeigenspannungen erklärt. Werden kugelgestrahlte Proben höheren Temperaturen ausgesetzt, so findet ein mit zunehmender Glühtemperatur zunehmender Abbau der inneren Spannungen statt (Bild 25). Durch eine Glühbehandlung der kugelgestrahlten Proben werden die inneren Spannungen stärker als nur bis zur Höhe der bei dieser Temperatur gemessenen Streckgrenzen abgebaut. Durch die verglichen mit der Belastungszeit im Zugversuch sehr viel längeren Glühzeit von einer Stunde kommt es noch zu einem zusätzlichen Spannungsabbau. Während in Zugversuchen bei 5oo^{o}C noch Streckgrenzen der Ti-6Al-4V-Legierung von etwa 5oo MPa gemessen wurden [71] waren nach der einstündigen Glühung bei 5oo^{o}C die inneren Spannungen auf Werte kleiner 2oo MPa abgebaut. Auch in [32] wird berichtet, daß eine Glühung von

1.5h bei 538°C einen vollständigen Abbau der inneren Spannungen der Ti-6Al-4V-Legierung zur Folge hatte. Der nahezu vollständige Abbau der inneren Spannungen ist auch der Grund, warum kugelgestrahlte und 1h 500°C geglühte Zugproben wieder die Streckgrenze des Grundzustandes erreichten (Bild 24).

Die an den gröberen Gefügen (Ti-6Al-4V grob lamellar und Ti-8.6Al) verglichen mit den feineren globularen Gefügen beobachtete höhere Oberflächenrauhigkeit nach gleicher Kugelstrahlbehandlung kann mit der stärkeren Inhomogenität der plastischen Verformung bei größeren Phasenabmessungen oder Körnern erklärt werden [72,73]. Treffen bei den texturierten Zuständen die Kugeln senkrecht auf die Basalebenen, so führt der große Widerstand gegen plastische Verformung (senkrecht zu den Basalebenen wird auch die höchste Streckgrenze gemessen) zu geringeren Rauhigkeitswerten. Bei einem Kugelaufprall parallel zu den Basalebenen führt der geringere Widerstand gegen plastische Verformung zu erheblich höheren Rauhigkeitswerten. Von daher ergibt sich eine deutliche Richtungsabhängigkeit der gemessenen Oberflächenrauhigkeitswerte für die untersuchten texturierten Zustände (Tabelle 4).

Bei einer Kugelstrahlbehandlung wird durch das wiederholte Auftreffen der Kugeln auf die Materialoberfläche der Werkstoff durch eine Druckschwellbeanspruchung zyklisch plastisch deformiert, wobei in Abhängigkeit vom Werkstoff Ver- oder Entfestigung auftreten kann. Die Annahme einer Ermüdungsbeanspruchung ist dadurch gerechtfertigt, daß der durch die Kugelstrahlbehandlung hervorgerufene Massenabtrag vernachlässigbar klein ist gegenüber der Eindringtiefe der plastischen Verformung. Z.B. wurde nach einer Strahlbehandlung von 4 bar 24 min nur ein Schichtdickenabtrag von 2.5 µm verursacht gegenüber einer Eindringtiefe der plastischen Verformung von etwa 130 µm. Die Höhe der Ermüdungsbeanspruchung ist an der Oberfläche maximal und nimmt ähnlich dem Verlauf der Versetzungsdichte (vergl. Bild 21) mit dem Abstand von der Oberfläche ab. Eine Erhöhung

des Strahldrucks ist qualitativ mit einer Erhöhung der Spannungsamplitude, eine Erhöhung der Strahlzeit mit einer höheren Lastspielzahl im Wechselverformungsversuch vergleichbar. Aus [7o] ist das zyklische Verformungsverhalten der Ti-6Al-4V-Legierung in Abhängigkeit von Mikrostruktur und Textur bekannt. Eine zyklische Verfestigung wurde nur für die nicht ausgehärteten Zustände der grob lamellaren und grob globularen Gefüge gemessen. Dieses Verhalten wurde auf die spannungsinduzierte martensitische Umwandlung der metastabilen ß-Phase zurückgeführt. Im 24h 5oo°C ausgehärteten Zustand wurde für alle Zustände ausschließlich Entfestigung gemessen. Die Entfestigung konnte durch Schneiden der kohärenten geordnetenTi$_3$Al-Teilchen in der α-Phase erklärt werden. Für die in der vorliegenden Arbeit untersuchten Zustände (24h 5oo°C) ergibt sich nach [7o] folgende Reihenfolge zunehmender Entfestigung: grob lamellar → glob. b-TD → glob. a-RD → glob. b-RD. Die Messungen an der binären Ti-8.6Al-Legierung (Bild 11) zeigten im abgeschreckten Zustand ein ausgeprägtes Verfestigungsverhalten mit anschließender Sättigung der plastischen Dehnung. Dieses Verhalten deutet auf die Ausbildung einer zyklisch stabilen Versetzungskonfiguration während der Ermüdungsbeanspruchung hin. Im ausgehärteten Zustand wurde dagegen besonders bei der höheren Spannungsamplitude eine ausgeprägte Entfestigung gemessen. Dieses auch in [74] gefundene Verhalten wurde primär mit der Zerstörung der Ti$_3$Al-Teilchen erklärt.

Nach einer Kugelstrahlbehandlung wurde am grob lamellar ausgehärteten Zustand ein Abfall der Kleinlasthärte als Maß für die Festigkeit des Materials nach Erhöhung des Strahldrucks und nach einer Verlängerung der Strahlzeit gefunden (Bild 27a, b). Dieses Verhalten kann mit der Entfestigung der Ti-6Al-4V-Legierung im ausgehärteten Zustand während der Kugelstrahlbehandlung erklärt werden. In [7o] wurde eine Zunahme der Entfestigung mit Zunahme der Spannungsamplitude (vergleichbar hier dem Strahldruck) und größerer Lastwechselzahl (vergleichbar hier der Strahlzeit) gefunden.

Durch die Kugelstrahlbehandlung wird ein Materialabtrag durch Rißbildung und -ausbreitung in der Oberflächenschicht verursacht. Aus Untersuchungen über den Strahlverschleiß [75] ist bekannt, daß maximale Verschleißraten unter Strahlwinkeln von ca. 60° zur Oberflächennormalen auftreten. Bei der Kugelstrahlbehandlung von Rundproben (Strahlaustrittskegel ist größer als Probendurchmesser) wird die Oberfläche unter allen möglichen Winkeln zwischen 0 und 90° getroffen, so daß sich ein mittlerer Materialabtrag zeigen sollte. Nach einer kurzen Inkubationsphase sollte dieser Materialabtrag nach einer Gleichung von Finnie [76] direkt proportional zur Strahlzeit, zur kinetischen Energie der Strahlteilchen und umgekehrt proportional zur Werkstoffgrundhärte sein. Im Gegensatz dazu wurde durch das Kugelstrahlen in Abhängigkeit vom Strahldruck ein mit der Strahlzeit stärker anwachsender Materialabtrag gemessen (Bild 28a). Dieses Verhalten kann mit der Entfestigung in oberflächennahen Bereichen, die auch zu einem Abfall der Härte führte, erklärt werden. Durch die lokale Entfestigung wurden die zu einem Materialabtrag führenden Prozesse Rißbildung und -ausbreitung erleichtert. Bei konstanter Strahlbehandlung ist der Materialabtrag für ein ungehärtetes Gefüge geringer (Bild 28b). Daß auch für den nicht ausgehärteten Zustand der Materialabtrag mit zunehmender Strahlzeit schwach überproportional ansteigt, deutet darauf hin, daß bei den hohen Beanspruchungsamplituden wie sie durch das Kugelstrahlen auftreten auch der nicht ausgehärtete grob lamellare Zustand schwach entfestigt.

4.2 Separation der Einflußgrößen

Wegen der Vielzahl der durch die Kugelstrahlbehandlung veränderten Oberflächeneigenschaften (Versetzungsdichte, innere Spannungen, Oberflächentopographie, Ver- oder Entfestigung) sollen zunächst die Versuchsergebnisse, die zum Ziel hatten, den Einfluß jeden dieser Parameter auf das Ermüdungsverhalten nach Möglichkeit getrennt zu untersuchen, diskutiert werden.

a) Versetzungsdichte

Der Einfluß der Versetzungsdichte auf das Ermüdungsverhalten konnte an im Volumen vorverformten und an oberflächenverformten Zuständen gezeigt werden.

Während im Bereich der Zeitfestigkeit (Bild 75) kein positiver Einfluß der Versetzungsdichte gefunden wurde, konnte die Wechselfestigkeit z.T. beträchtlich angehoben werden. Im Bereich der Zeitfestigkeit wird die Ermüdungslebensdauer zu einem grossen Teil durch die Rißausbreitung bestimmt. Untersuchungen haben gezeigt, daß eine plastische Vorverformung gegenüber dem Grundzustand zu einer deutlich höheren Rißausbreitungsgeschwindigkeit führt [25]. Daß im grob lamellaren ausgehärteten Zustand die Bruchlastspielzahl unabhängig vom Vorverformungsgrad ist, kann dann mit einer stärkeren Verzögerung der Rißbildung mit zunehmendem Vorverformungsgrad erklärt werden. Eine Erhöhung der Versetzungsdichte sollte sich aber positiv auf die Wechselfestigkeit auswirken. Mit Ausnahme der Walzverformung konnte durch eine plastische Vorverformung grundsätzlich eine Erhöhung der Wechselfestigkeit beobachtet werden. Die größte Steigerung der Wechselfestigkeit wurde durch mechanisches Polieren erreicht (Bilder 79-81). Innere Spannungen spielen bei der Erhöhung der Wechselfestigkeit durch mechanisches Polieren keine Rolle, da auch nach einer Glühung von 1h 5oo^{o}C kein Abfall der Wechselfestigkeit beobachtet worden war [69]. Daß röntgenographisch keine Erhöhung der Versetzungsdichte nachgewiesen werden konnte, kann mit der wahrscheinlich weniger als 1 µm dicken Verformungsschicht erklärt werden, die erheblich kleiner ist als die Eindringtiefe des Röntgenstrahles (etwa 8 µm). Auf der anderen Seite zeigt gerade die deutliche Wechselfestigkeitssteigerung, daß durch mechanisches Polieren lokal eine höhere Versetzungsdichte erzeugt wurde als durch die Volumenverformung durch Kaltwalzen oder Zugvorverformen. Daß der kaltgewalzte Zustand erst nach einer Glühbehandlung von 1h 5oo^{o}C die erwartete Verbesserung

der Wechselfestigkeit gegenüber dem Grundzustand zeigte (Bild 77), kann mit der Ausbildung innerer Zugspannungen beim Kaltwalzen erklärt werden. Im Unterschied zur einachsigen Zugvorverformung treten durch die inhomogene plastische Verformung beim Kaltwalzen immer innere Spannungen auf [77]. Für die Ausbildung innerer Spannungen spricht auch der deutliche Abfall der $\sigma_{o,o1}$-Dehngrenze nach dem Kaltwalzen gegenüber dem Grundzustand (Bild 78). Ähnlich dem Verhalten kugelgestrahlter Proben im Zugversuch kann die niedrige $\sigma_{o,o1}$-Dehngrenze mit dem frühzeitigen Beginn der plastischen Verformung in den Gebieten hoher Zugeigenspannungen erklärt werden. Erst bei höheren plastischen Dehnungen und Abbau der inneren Spannungen sorgt die hohe Versetzungsdichte für eine zur weiteren plastischen Verformung erheblich höheren notwendigen Spannung. Durch den Abbau der inneren Spannungen nach einer Glühung 1h 5oo^{o}C wurde dann am vorher kaltgewalzten Material die Streckgrenze gegenüber dem Grundzustand entsprechend der Abhängigkeit der Streckgrenze von der Versetzungsdichte erhöht. Der nur geringe Abfall der Festigkeitswerte bei höheren plastischen Dehnungen zwischen dem kaltgewalzten und zusätzlich 1h bei 5oo^{o}C geglühten Zustand deutet darauf hin, daß die Versetzungsdichte durch die Glühung nur wenig abgebaut wurde. Der Grund dafür ist, daß die 5oo^{o}C-Glühung nur zu einer Erholung des Materials führt ($\frac{T}{T_{kf}} \approx o.4$), wobei zwar durch die Bewegung und Umordnung von Versetzungen die inneren Sapnnungen nahezu völlig abgebaut werden können, die Versetzungsdichte selbst aber nur wenig verändert wird. Der Einfluß der durch die Kugelstrahlbehandlung induzierten Versetzungsdichte auf das Ermüdungsverhalten wurde am Zustand glob. b-RD untersucht (Bild 83). Zur Separation des Einflusses der Versetzungsdichte ohne den der inneren Spannungen und der Oberflächenrauhigkeit waren die gestrahlten Proben 1h bei 5oo^{o}C geglüht worden und zusätzlich eine Randschicht von 2o µm von der Oberfläche abgetragen worden. Die gegenüber dem elektrolytisch polierten Grundzustand

von 72o auf 8oo MPa erhöhte Wechselfestigkeit kann mit der verzögerten Rißbildung aufgrund einer Gleithomogenisierung [47] und durch die lokal erhöhte Materialfestigkeit erklärt werden. Die gegenüber dem mechanisch polierten Zustand um 75 MPa geringere Wechselfestigkeit (vergl. Bild 83, Kurve B mit Bild 8o) kann auf die zyklische Entfestigung der Oberflächenrandschicht durch die Kugelstrahlbehandlung zurückgeführt werden.

b) Innere Spannungen

Zur gezielten Untersuchung des Einflusses der inneren Spannungen auf das Ermüdungsverhalten wurden zwei Zustände ausgewählt, die sich bei konstantem Gefüge und Textur nur in der Belastungsrichtung unterschieden (glob. b-RD und -TD). Gekerbte Rundproben (K_t = 1.8), die um den gleichen Betrag im Zugversuch plastisch knapp oberhalb der Streckgrenze vorverformt worden waren und damit nach dem Entlasten annähernd gleich hohe äußere Druckeigenspannungen enthielten, wurden im Umlaufbiegeversuch ermüdet. Die höhere Wechselfestigkeit des glob. b-TD Zustandes (Bild 89) kann mit der an kugelgestrahlten Proben gemessenen höheren zyklischen Stabilität der inneren Spannungen gegenüber dem RD-Zustand erklärt werden (vergl. Bild 87). Zwar wurde durch die Zugvorverformung der gekerbten Proben auch die Versetzungsdichte an der Oberfläche erhöht, die größere Wechselfestigkeit des TD-Zustandes kann aber nicht mit dem Einfluß der Versetzungsdichte erklärt werden, da nach dem mechanischen Polieren der RD-Zustand gegenüber dem TD-Zustand die höhere Wechselfestigkeit gezeigt hatte (vergl. Bilder 79, 8o).

Der Einfluß der inneren Spannungen auf das Ermüdungsverhalten kugelgestrahlter Proben zeigt Bild 84 (Zustand glob. b-TD). Bei einer konstanten Spannungsamplitude von σ_a = 85o MPa wurde eine mit der Glühtemperatur kontinuierlich abfallende Bruchlastspielzahl gefunden. Da die Oberflächenrauhigkeit für alle

Zustände gleich war und auch die Versetzungsdichte durch die Vakuumglühung wenig beeinflußt wurde, ist der Lebensdauerabfall mit einem thermischen Abbau der Oberflächendruckeigenspannungen zu erklären. Oberhalb 300°C ist die innere Zugeigenspannung so stark reduziert, daß eine Rißbildung im Probeninnern nicht mehr stattfinden kann (Bild 85a-d). Insgesamt ergibt sich eine gute Korrelation zwischen der mit der Glühtemperatur veränderten Bruchlastspielzahl und dem temperaturabhängigen Abbau der Oberflächendruckeigenspannungen (vergl. Bild 25). Der Einfluß der inneren Spannungen auf die Wechself stigkeit kugelgestrahlter Proben kann Bild 86 entnommen werden. Der nahezu völlige Abbau der inneren Spannungen (1h 500°C) führte zu einem drastischen Abfall der Wechselfestigkeit des glob. b-RD Zustandes von 725 auf 375 MPa. Zusätzliche Untersuchungen an mit Glaskugeln gestrahlten Proben, die nach der Glühung den gleichen Lebensdauerabfall gezeigt hatten, deuten darauf hin, daß für den Wechselfestigkeitsabfall keine Fe-Kontamination in der Titanoberfläche verantwortlich gemacht werden kann. Der drastische Wechselfestigkeitsabfall kann mit der sehr frühen Rißbildung an einer rauhen Oberfläche erklärt werden. Im Unterschied zum nicht geglühten Zustand, bei dem die vorhandenen Druckeigenspannungen die Ausbreitung dieser Oberflächenrisse verzögern oder sogar stoppen können, ist die Ausbreitung von Mikrorissen im geglühten Zustand auch bei noch sehr viel kleineren Spannungsamplituden möglich. Aus der Sicht der Bruchmechanik [78,79] führt das Vorhandensein der Oberflächendruckeigenspannungen durch die Abhängigkeit der Ausbreitungsgeschwindigkeit von Mikrorissen vom Spannungsverhältnis $R = \frac{\sigma_u}{\sigma_o}$ zu einer starken Verzögerung der Rißausbreitung in Oberflächennähe. Da das Druckeigenspannungsmaximum je nach Strahlintensität mehr oder weniger tief im Probeninnern auftritt, kann bei Unterschreitung des Schwellwertes ΔK_{th} die Rißausbreitung in diesen Gebieten zum Stillstand kommen. Da die $\frac{da}{dN}$ -ΔK Kurven der untersuchten Zustände für negative R-Werte nicht bekannt sind, kann aber nicht

behauptet werden, daß die an kugelgestrahlten Proben zahlreich gefundenen Sekundärrisse tatsächlich zum Stillstand gekommen sind (Bild 31, 35, 36).

Während kugelgestrahlte und 1h 5oo°C geglühte Proben neben der hohen Versetzungsdichte auch noch die schlechte Oberflächenrauhigkeit aufwiesen, wurden auch Untersuchungen an glatten (2o µm abpoliert) Proben durchgeführt (Bild 83, Kurve B und Bild 89, Kurve B). Die Versuchsergebnisse zeigen, daß die Oberflächendruckeigenspannungen dann einen besonders starken Einfluß auf die Ermüdungseigenschaften ausüben, wenn die Oberfläche sehr rauh ist, d.h. wenn bei niedrigen Spannungsamplituden sehr frühe Rißbildung möglich ist. Im Falle einer glatten Oberfläche scheint die Versetzungsdichte wie auch beim mechanisch polierten Zustand gefunden den größeren Einfluß zu haben.

Durch die Versetzungsdichte wird die Wechselfestigkeit glatter Proben bereits so stark erhöht, daß die bei diesen hohen Spannungsamplituden sich stärker abbauenden Oberflächendruckeigenspannungen nur noch einen geringen zusätzlichen Einfluß haben können.

c) Oberflächenrauhigkeit

Der Einfluß der Oberflächenrauhigkeit nach einer Kugelstrahlbehandlung wurde einmal mit und einmal ohne innere Spannungen untersucht. Da sich die Oberflächenrauhigkeit nur dann auf das Ermüdungsverhalten auswirken kann, wenn die Ermüdungsrisse auch an der Oberfläche gebildet werden, wurde der Zustand glob. b-RD ausgewählt, der nach einer Kugelstrahlbehandlung an Luft für alle Spannungsamplituden Rißbildung an der Oberfläche gezeigt hatte (Bild 7o). Gegenüber dem kugelgestrahlten Zustand mit der hohen Oberflächenrauhigkeit konnte nach dem Abpolieren einer 2o µm dicken Schicht die Wechselfestigkeit von 725 auf 85o MPa (Bild 88) erhöht werden.

Einen erheblich größeren Einfluß hatte die Oberflächenrauhigkeit wenn die inneren Spannungen durch eine Glühung 1h 500°C abgebaut waren. Gegenüber dem glatten Zustand wurde die Wechselfestigkeit drastisch von 800 auf 375 MPa reduziert (vergl. Bild 83, Kurve B mit Bild 86, Kurve B). Dieses Verhalten muß mit der sehr frühen Rißbildung an einer rauhen Oberfläche erklärt werden. Daß an gedrehten Proben nach einer Glühung 1h 500°C ein geringer Abfall der Wechselfestigkeit von 662 auf 642 MPa (Bild 82, vergl. Kurven B und C) gemessen wurde, kann mit der im Vergleich zu den mechanisch polierten Proben deutlich höheren Oberflächenrauhigkeit erklärt werden, wodurch sich ein zunehmender Einfluß der inneren Druckeigenspannungen auf die Wechselfestigkeit ergibt. Der gegenüber kugelgestrahlter Proben vergleichsweise geringe Wechselfestigkeitsabfall nach der Glühung bei 500°C kann einmal mit der sehr viel höheren Oberflächenrauhigkeit nach dem Kugelstrahlen und zum anderen mit dem Unterschied der Versetzungsstruktur in Oberflächennähe erklärt werden. Im Unterschied zum Kugelstrahlen kann man die Drehbearbeitung ähnlich wie allgemein abrasive Verschleißvorgänge [80] als einen quasistatischen Prozeß auffassen, so daß von daher für die Ausbildung der plastischen Verformung in spanend bearbeiteten Proben das statisch plastische Verformungsverhalten (Verfestigung) entscheidend ist.

Berücksichtigt werden muß, daß bei allen Versuchen zur Separation des Einflusses der Oberflächenrauhigkeit auf das Ermüdungsverhalten noch die hohe Versetzungsdichte im Oberflächenbereich vorhanden war. Ohne die hohe Versetzungsdichte an der Oberfläche sollte die Wechselfestigkeit kugelgestrahlter oder gedrehter Proben ohne innere Spannungen einen zusätzlichen Abfall zeigen.

Ausgehend von der Kenntnis der grundsätzlichen Einflußnahme von Versetzungsdichte, inneren Spannungen und Oberflächentopographie auf das Ermüdungsverhalten sollen im folgenden die Ergebnisse der Ermüdungsversuche nach einer Kugelstrahlbehandlung diskutiert werden.

4.3 Einfluß der Strahlparameter auf die Ermüdungslebensdauer (σ_a = const)

Die Versuchsergebnisse zum Einfluß der Strahlparameter Strahldruck und Strahlzeit auf die Ermüdungslebensdauer zeigen einen starken Einfluß von Gefüge, Aushärtung, Textur, von der Strahlbehandlung und den Versuchsbedingungen, d.h. von der Beanspruchungsart und den Umgebungsbedingungen.

4.3.1 Zug-Druck-Versuche

a) Vakuum

Bei einer Beanspruchung mit homogen über den Probenquerschnitt verteilten Wechsellasten unter Vakuumumgebung wurde für den Zustand glob. b-TD ein deutlicher Abfall der Lebensdauer gegenüber dem Grundzustand mit zunehmendem Strahldruck und zunehmender Strahlzeit gefunden (Bild 29). Der Abfall der Lebensdauer nach einer Strahlzeit von 4 min kann mit der mit dem Strahldruck zunehmenden inneren Zugspannung, die die Rißbildung gegenüber dem Grundzustand beschleunigt, erklärt werden. Bilden sich die Ermüdungsrisse im Probeninnern, so haben die hohen Druckeigenspannungen im Oberflächenbereich im Zug-Druck-Versuch keinen nennenswerten Einfluß auf die Bruchlastspielzahl, da der Ermüdungsriß sich wegen der homogenen Lastspannung ungehindert ins Probeninnere ausbreiten kann. Bei einem Strahldruck von 12 bar wurde ebenso wie bei allen Strahldrücken nach einer Verlängerung der Strahlzeit von 4 auf 24 min ein Wechsel des Rißbildungsortes an die Oberfläche beobachtet.

Der Wechsel des Rißbildungsortes an die Oberfläche nach einer Strahlbehandlung mit 12 bar (Bild 32) kann mit der mit dem Strahldruck stark zunehmenden Oberflächenrauhigkeit (vergl. Bild 26), die einen starken Einfluß auf die Lastspielzahl bis zur Rißbildung hat, erklärt werden. Da durch eine Verlängerung der Strahlzeit die Oberflächenrauhigkeit nicht

meßbar beeinflußt wurde, spricht der Wechsel des Rißbildungsortes nach einer Verlängerung der Strahlzeit (Bild 33a-d) eher für eine Entfestigung der Oberflächenschicht. Durch die Entfestigung nimmt der Widerstand gegen plastische Verformung ab, wodurch die inneren Spannungen bei der nachfolgenden Ermüdungsbeanspruchung leichter abgebaut werden können. Ein Abbau der Oberflächendruckeigenspannungen ist aus Gleichgewichtsgründen auch mit einem Abbau der inneren Zugspannungen verbunden, wodurch eine Rißbildung im Probeninnern verhindert wird. Da die Oberflächendruckspannungen aber nur teilweise abgebaut werden, sie aber die Rißausbreitung von der Oberfläche her ins Materialinnere grundsätzlich verzögern, kann der Abfall der Lebensdauer nach einer Strahlzeit von 24 min nur mit einer sehr frühen Rißbildung an der Oberfläche erklärt werden.

b) 3.5 % NaCl

Die Verbesserung der Lebensdauer in aggressiver Umgebung durch eine Kugelstrahlbehandlung (Bild 34) (Strahlzeit 4 min) kann auf die gegenüber dem Grundzustand, der im aggressiven Medium sehr früh Rißbildung zeigt, verzögerte Rißbildung und Rißausbreitung unter Vakuumumgebung zurückgeführt werden (vergl. Bild 15). Das gegenüber den Vakuumergebnissen zahlreiche Auftreten von Sekundärrissen (Bilder 35b, 36b) wird auf die leichtere Rißbildung und Rißausbreitung in aggressiver Umgebung zurückgeführt.

4.3.2 Umlaufbiegeversuche

Im Unterschied zum Zustand glob. b-TD wurde der Einfluß der Strahlparameter auf die Ermüdungslebensdauer bei den anderen Zuständen im Umlaufbiegeversuch an Laborluft untersucht. Bei der Umlaufbiegebeanspruchung gibt es im Vergleich zum Zug-Druck-Versuch einige prinzipielle Unterschiede (Bild 38a, b). Durch den Gradienten der angelegten Spannung bei

Umlaufbiegung, der von der Probendicke und der Spannungsamplitude abhängt, wird die Spannungsamplitude in der Nähe der inneren Zugeigenspannung gegenüber der Zug-Druckbeanspruchung grundsätzlich reduziert. Nur für den Fall, daß sich nach einer Kugelstrahlbehandlung für beide Beanspruchungsarten die Ermüdungsrisse an der Oberfläche bilden, wie es auch im elektrolytisch polierten Zustand der Fall ist, können vergleichbare Ergebnisse aus den beiden Beanspruchungsarten erwartet werden. Bildet sich der Ermüdungsriß dagegen bei beiden Beanspruchungsarten innen, so wird im Umlaufbiegeversuch grundsätzlich eine höhere Lebensdauer gemessen. Zusätzlich zur späteren Rißbildung aufgrund der niedrigeren Spannungsamplitude wird auch wegen des Spannungsgradienten die Rißausbreitung im Umlaufbiegeversuch im Unterschied zum Zug-Druck-Versuch beeinflußt.

Der grob lamellare 24h 500°C ausgehärtete Zustand zeigte im Umlaufbiegeversuch einen deutlichen Überstrahleffekt mit zunehmendem Strahldruck und zunehmender Strahlzeit (Bild 39). Wie die REM-Bilder zeigen (Bild 40a-d), setzte die Rißbildung auch bei hohen Strahldrücken und langer Strahlzeit unter der Oberfläche ein.

Der Abfall der Lebensdauer mit zunehmendem Strahldruck kann mit der früheren Rißbildung durch die mit dem Strahldruck zunehmende innere Zugspannung erklärt werden. Auch die Ergebnisse der Zugversuche an kugelgestrahlten Proben hatten auf mit dem Strahldruck zunehmende Zugeigenspannungen hingedeutet (vergl. Bild 24). Der Anstieg der Zugeigenspannungen mit dem Strahldruck muß hierbei größer sein als der Abfall der Lastspannung in der entsprechenden größeren Tiefenlage des späteren Rißbildungsortes. Mit zunehmender Strahlzeit wurde kein Wechsel des Rißbildungsortes vom Probeninnern an die Oberfläche beobachtet. Der deutliche Lebensdauerabfall mit zunehmender Strahlzeit kann dann, da das Spannungsprofil

mit der Strahlzeit sich nicht ändert, nur mit einer beschleunigten Rißausbreitung des im Innern gebildeten Risses an die Oberfläche in der durch die Kugelstrahlbehandlung stärker entfestigten Schicht erklärt werden. Da der nicht ausgehärtete Zustand nicht oder nur schwach entfestigt, wurde die Rißausbreitung der sich im Probeninnern gebildeten Risse an die Oberfläche auch nur wenig beeinflußt. Hierdurch wurde im Unterschied zum ausgehärteten Zustand auch kein Abfall der Lebensdauer mit zunehmender Strahlzeit beobachtet (Bild 41).

Der zyklisch stark entfestigende Zustand glob. a-RD (24h 5oo°C) zeigt auch einen sehr starken Abfall der Lebensdauer mit zunehmender Strahlzeit (Bild 43) bis unter den Wert des elektrolytisch polierten Grundzustandes. Durch die starke Entfestigung des Materials werden die inneren Spannungen bei der nachfolgenden Ermüdungsbeanspruchung mit σ_a = 775 MPa so stark abgebaut, daß eine Rißbildung im Probeninneren nicht stattfinden kann (Bild 44a, b). Ähnlich wie im grob lamellaren Gefüge zeigte auch hier der abgeschreckte Zustand keinen Abfall der Lebensdauer mit der Strahlzeit. Die bei den feinen Gefügeabmessungen des glob. a-RD Zustandes auch im abgeschreckten Zustand auftretende schwache Entfestigung [7o] verhindert aber im Unterschied zum grob lamellaren ausgehärteten Gefüge die Rißbildung im Probeninnern (vergl. Bild 44c, d mit Bild 42a, b).

Ähnlich dem Zustand glob. a-RD (24h 5oo°C) reagierte auch der stärker texturierte ausgehärtete Zustand glob. b-RD auf die Strahlbehandlung (Bild 45). Auch nach sehr kurzen Strahlzeiten bildeten sich die Ermüdungsrisse grundsätzlich an der Probenoberfläche (Bild 46). Das sehr starke Entfestigungsverhalten des glob. b-RD Zustandes führt zu einem Abbau der inneren Zugeigenspannungen im frühen Ermüdungsstadium, wodurch eine Rißbildung im Probeninnern ausgeschlossen wird. Der zunehmende Abfall der Lebensdauer mit zunehmender Strahlzeit kann dann mit zunehmender Entfestigung erklärt werden.

Auch die binäre Legierung zeigte im 1oh 5oo°C ausgehärteten Zustand einen ausgeprägten Lebensdauerabfall mit zunehmender Strahlzeit (Bild 47). Dieses Verhalten kann wieder mit dem Entfestigungsverhalten des ausgehärteten Zustandes korreliert werden (vergl. Bild 11). Die mit der Strahlzeit zunehmende Entfestigung führt zu einer beschleunigten Rißausbreitung des im Innern gebildeten Ermüdungsrisses (Bild 48a) an die Oberfläche und damit zu einem Lebensdauerabfall mit der Strahlzeit. Daß auch im abgeschreckten Zustand die Ermüdungsrißbildung im Probeninnern einsetzt (Bild 48b), kann auf die hohe zyklische Stabilität der inneren Spannungen zurückgeführt werden. Für den abgeschreckten Zustand wurde im Wechselverformungsversuch (Bild 11) auch bei hohen Amplituden keine Entfestigung gemessen. Die Sättigung der plastischen Dehnung bei hohen Lastwechselzahlen kann auch den geringen Einfluß der Strahlzeit auf die Bruchlastspielzahl erklären.

4.4 Einfluß einer Kugelstrahlbehandlung auf das Dauerschwingverhalten

4.4.1 Zug-Druck-Versuche (Vakuum und 3.5 % NaCl)

Da sich bei niedrigen Spannungsamplituden die Ermüdungsrisse in kugelgestrahlten Proben grundsätzlich im Probeninnern bilden, besteht kein prinzipieller Unterschied zwischen der Wechselfestigkeit im Vakuum oder in 3.5 % NaCl. Der Einfluß der unterschiedlichen Umgebungsbedingungen macht sich erst bemerkbar, wenn der im Innern unter Vakuumumgebung gebildete Ermüdungsriß die Probenoberfläche erreicht. Diese Situation ist schematisch in Bild 9o gezeigt. Der sich im Probeninnern unter Vakuumumgebung gebildete Ermüdungsriß hat sich zunächst bis zum Erreichen der Oberfläche im Vakuum ausgebreitet (Kurve A). Erreicht der Ermüdungsriß die Probenoberfläche, so führt bei Ermüdungsversuchen in korrosiver Umgebung der Wechsel des Umgebungsmediums zu einer spontanen Erhöhung der Rißausbreitungsgeschwindigkeit (Kurve B) und damit zu einer geringeren Bruchlastspielzahl gegenüber Ermüdungsversuchen im Vakuum.

Im Unterschied zu den Vakuumergebnissen des glob. b-TD Zustandes wurde bei Ermüdungsversuchen in korrosiver Umgebung bei hohen Spannungsamplituden ($\sigma_a \geq$ 8oo MPa) ein Wechsel des Rißbildungsortes vom Probeninnern an die Oberfläche beobachtet (vergl. Bild 5oa mit Bild 58a). Hiermit war eine im Vergleich zu den Vakuumversuchen deutlich geringere Lebensdauer kugelgestrahlter Proben bei hohen Spannungsamplituden im korrosiven Medium verbunden.

Ein Wechsel des Rißbildungsortes bei hohen Spannungsamplituden an die Probenoberfläche wurde auch in Ermüdungsversuchen an Laborluft an kugelgestrahlten Wechselbiegeproben aus Ck 45 gefunden [81]. Hier wurde der Wechsel des Rißbildungsortes anhand einer modifizierten Goodman-Beziehung, bei der formal die Mittelspannung durch innere Spanunngen in ihrer Wirkung auf die Dauerfestigkeit ersetzt wurden, erklärt. Die aus der Beziehung errechnete lokale Dauerfestigkeit an der Oberfläche wird nur bei hohen Spannungsamplituden überschritten, was zu einem Wechsel des Rißbildungsortes mit der Spannungsamplitude führen soll. Die eigenen Versuchsergebnisse deuten eher auf eine Einflußnahme der Umgebungsbedingungen. Bei hohen Lastamplituden wird die für Rißbildung und Rißausbreitung in aggressiver Umgebung erforderliche Spannungsamplitude erreicht.

Der deutliche Abfall der Wechselfestigkeit des Zustandes glob. b-TD (Bild 49) kann nur mit der früheren Rißbildung aufgrund der hohen inneren Zugeigenspannungen erklärt werden. Bemerkenswert ist, daß bei höheren Spannungsamplituden ($\sigma_a >$ 8oo MPa) unter Vakuumumgebung z.T. beträchtlich höhere Bruchlastspielzahlen gemessen wurden als im Bereich niedrigerer Spannungsamplituden. Dieses Verhalten deutet auf einen teilweisen Abbau der inneren Zugeigenspannungen während der Ermüdungsbeanspruchung hin. Auch der bei der sehr hohen Spannungsamplitude von σ_a = 95o MPa beobachtete Rißbildungs-

ort (Bild 5oa) in für die Strahlbehandlung von 4 bar ungewöhnlich großer Tiefenlage spricht für eine Umlagerung der inneren Zugspannung mit einem neuen Maximalwert in größerer Tiefenlage (vergl. Bild 5oa mit b und c).

Im grob lamellaren ausgehärteten Zustand (Bild 52) wurde wegen der höheren zyklischen Stabilität der inneren Spannungen keine Verschiebung des Rißbildungsortes in größere Tiefenlage beobachtet. Auch die Bruchlastspielzahl zeigt eine kontinuierliche Zunahme mit abnehmender Spannungsamplitude (Bild 51).

Der Zustand glob. b-RD zeigte im Vakuum eine Verbesserung der Wechselfestigkeit nach der Kugelstrahlbehandlung gegenüber dem Grundzustand.

Die geringe zyklische Stabilität der inneren Spannungen führt zu einem frühzeitigen Abbau der Zugeigenspannung im Probeninnern. Hierdurch wird die Rißbildung im Probeninnern bei hohen Spannungsamplituden verhindert. Eine bemerkenwert hohe Lebensdauer bei hohen Spannungsamplituden war auch für den Zustand glob. b-TD im Vakuum beobachtet worden (Bild 49). Dieses Verhalten war mit einem stärkeren Abbau der inneren Zugspannungen bei hohen Spannungsamplituden während der Ermüdung erklärt worden. Da bei niedrigen Spannungsamplituden die inneren Spannungen aber weniger abgebaut werden, sollten kugelgestrahlte Proben auch im RD Zustand noch unterhalb der Wechselfestigkeit des Grundzustandes brechen. Diese Annahme konnte durch die NaCl Ergebnisse (Bilder 59, 6o) bestätigt werden. Durch den geringen Abbau der inneren Zugspannungen führt die Rißbildung im Probeninnern unabhängig von den Umgebungsbedingungen zu einem weiteren Abfall der Wechselfestigkeit. Ein Zustand, der zyklisch stark entfestigt, kann nach einer Kugelstrahlbehandlung deshalb bei Ermüdungsversuchen unter Vakuumumgebungen zwei unterschiedlich hohe "Wechselfestigkeiten" zeigen.

Dieses Verhalten zeigte auch die binäre Ti-8.6Al-Legierung. Hier wurde ebenfalls eine drastische Diskrepanz zwischen den Wechselfestigkeiten des kugelgestrahlten Zustandes im Vakuum und in 3.5 % NaCl Lösung gemessen (vergl. Bild 54 mit Bild 61). Da sich aber bei den niedrigen Spannungsamplituden auch im NaCl-Versuch die Ermüdungsrisse innen bildeten (Bild 62b) sollte die "wahre" Wechselfestigkeit im Vakuum wieder gleich der in NaCl sein.

4.4.2 Umlaufbiegeversuche

Die Ergebnisse aus den Umlaufbiegeversuchen zeigten verglichen mit den Zug-Druck-Ergebnissen an kugelgestrahlten Proben einen großen Einfluß des Spannungsgradienten auf die Ermüdungseigenschaften.

Beim glob. b-TD Zustand (Bild 63) wurde gegenüber einer Wechselfestigkeit von etwa 62o MPa im aggressiven Medium im Zug-Druck-Versuch im Umlaufbiegeversuch an Laborluft eine Wechselfestigkeit $\sigma_{W_{1o^7}}$ von 8oo MPa gemessen. Da sich die Ermüdungsrisse für beide Beanspruchungsarten bei niedrigen Lastamplituden im Probeninnern bildeten (vergl. Bild 64 mit Bild 58), hatte das umgebende Medium keinen Einfluß auf die Wechselfestigkeit. Die Erhöhung der Wechselfestigkeit kann nicht allein mit der reduzierten Spannungsamplitude am Ort der Rißbildung erklärt werden (ca. 8o MPa), sondern mehr noch mit einer starken Einflußnahme der Druckeigenspannungen auf die Rißausbreitungsgeschwindigkeit im Umlaufbiegeversuch. Die Rißausbreitung wird zum Probeninnern durch den Spannungsgradienten und zur Oberfläche durch die Druckeigenspannungen verzögert.

So können im Umlaufbiegeversuch kugelgestrahlte Proben, die scheinbar wechselfest sind, im Innern bereits Rißbildung aufweisen. Daß gegenüber dem elektrolytisch polierten Grundzustand im Vakuum auch im Umlaufbiegeversuch die Rißbildung

in kugelgestrahlten Proben eher einsetzen kann, zeigt ein Vergleich der Bilder 63 mit 15. Die frühere Rißbildung kann nur mit den Zugeigenspannungen in den kugelgestrahlten Proben erklärt werden. Die deutlich geringere Wechselfestigkeitssteigerung des grob lamellaren Zustandes (Bild 65) durch die Kugelstrahlbehandlung (7o MPa) im Vergleich zum glob. b-TD Zustand kann auf die geringere Wechselfestigkeit des grob lamellaren Grundzustandes in Vakuumumgebung zurückgeführt werden (Bild 13). Der mit abnehmender Lastamplitude zunehmende Abstand des Rißbildungsortes von der Oberfläche deutet darauf hin, daß die Zugeigenspannungen ein flaches nicht sehr scharf ausgeprägtes Maximum aufweisen. Bei Überlagerung der angelegten Spannungen ergibt sich dann im Unterschied zum Zug-Druck-Versuch ein Zugspannungsmaximum, das mit abnehmender Spannungsamplitude tiefer ins Probeninnere verlagert wird (Bild 91). Bei sehr großen Probendicken kann dann als Grenzfall die Rißbildungstiefe wie sie im Zug-Druck-Versuch gefunden wurde erreicht werden (Bild 92).

Beim glob. a-RD Zustand konnte im Umlaufbiegeversuch nur bei der niedrigsten Spannungsamplitude von 75o MPa Rißbildung im Probeninnern festgestellt werden (Bild 68d). Bei hohen Spannungsamplituden war durch den Abbau der inneren Zugspannung während der Ermüdung eine Rißbildung im Innern ausgeschlossen. Auch die vergleichsweise tiefe Anrißstelle bei der mit 75o MPa wechselbeanspruchten Probe deutet auf eine Spannungsumlagerung mit einem neuen Maximalwert in größerer Probentiefe (Bild 63) hin. Die gegenüber dem glob. b-TD Zustand höhere Wechselfestigkeitssteigerung kann, da der Unterschied der Wechselfestigkeit des Grundzustandes zwischen Vakuum und Luft für den Zustand glob. b-TD größer ist als für glob. a-RD (vergl. Bild 13 mit 14), nur mit einer durch einen teilweisen Abbau der inneren Zugspannung später erfolgenden Rißbildung erklärt werden.

Die nur minimale Verbesserung der Wechselfestigkeit durch die Kugelstrahlbehandlung des glob. b-RD Zustandes (Bild 69) kann mit dem sehr starken zyklischen Entfestigungsverhalten korreliert werden. Durch einen Abbau der inneren Zugspannung während der Ermüdungsbeanspruchung war eine Rißbildung im Probeninnern erschwert. Im Unterschied zum Zug-Druck-Versuch, wo sich bei vergleichbaren Spannungsamplituden (vergl. Bilder 59, 6o mit Bildern 69, 7o) die Ermüdungsrisse im Probeninnern gebildet hatten, war im Umlaufbiegeversuch wegen der um ca. 8o MPa niedrigeren Spannungsamplitude in diesen Bereichen die Rißbildung zusätzlich behindert.

Die binäre Ti-8.6Al-Legierung reagierte mit einer starken Erhöhung der Wechselfestigkeit im Umlaufbiegeversuch auf die Strahlbehandlung. Die starke Erhöhung der Wechselfestigkeit kann, da sich die Ermüdungsrisse im Probeninnern bildeten, mit der neben der reduzierten angelegten Spannungsamplitude in diesen Gebieten sehr hohen Wechselfestigkeit des Grundzustandes unter Vakuumumgebung (vergl. Bild 17) erklärt werden. In der lichtmikroskopischen Aufnahme (Bild 72c) erkennt man deutlich die bevorzugte Gleitbandbildung in den Bereichen der inneren Zugeigenspannungen. Daß ein geometrisch ähnlicher Saum erhöhter Gleitbanddichte auch an ermüdeten Zug-Druck-Proben gefunden wurde, zeigt, daß für das Fehlen einer ausgeprägten Gleitbandbildung in größeren Probentiefen nicht der Gradient der angelegten Spannung sondern zum Probeninnern hin abnehmende Zugeigenspannungen verantwortlich sind. Die Wirkung der inneren Spannungen erkennt man auch gut in Bild 72d. Die innerhalb von $2 \cdot 10^7$ Lastwechseln nicht gebrochene Probe (Strahlbehandlung 6 bar 4 min, σ_a = 625 MPa) zeigte im Querschliff einen im Innern gebildeten Ermüdungsriß (Pfeil). Dieser Riß hatte sich noch nicht bis zur Probenoberfläche ausgebreitet. Deutlich erkennt man den im Vergleich zur Rißausbreitung zur Oberfläche größeren Rißfortschritt ins Probeninnere. Trotz der zur Oberfläche hin ansteigenden Lastamplitude war

der Rißfortschritt durch die hier vorliegenden Oberflächendruckeigenspannungen stark behindert. Im Unterschied zum Zug-Druck-Versuch, wo der gleiche Riß unabhängig von den im Bereich der Oberfläche vorhandenen Druckeigenspannungen sich tiefer ins Probeninnere hätte ausbreiten können, war im Umlaufbiegeversuch dieser Rißfortschritt durch den Gradienten der angelegten Spannung behindert.

Durch einen Wechsel der Umgebungsbedingungen von Laborluft nach Argon konnte am Zustand glob. a-RD die Lebensdauer kugelgestrahlter Proben deutlich verbessert werden (Bild 73). Hierfür war in erster Linie der Wechsel des Rißbildungsortes von der Probenoberfläche ins Materialinnere verantwortlich (vergl. Bild 74a und b). Die für eine Kugelstrahlbehandlung mit 4 bar sehr tiefe Rißbildungsstelle (x = 44o µm) deutet auf eine bei dieser hohen Spannungsamplitude von 812 MPa stärkere Umlagerung der inneren Spannungsverteilung während der Ermüdungsbeanspruchung hin (vergl. Bild 74b mit Bild 68).

5. Zusammenfassung

In dieser Arbeit wurde der Einfluß einer Kugelstrahlbehandlung auf das Ermüdungsverhalten von Titanlegierungen untersucht. Das Ermüdungsverhalten kugelgestrahlter Titanlegierungen kann durch eine Vielzahl von Parametern beeinflußt werden (Profil der inneren Spannungen und ihre Stabilität, Versetzungsdichte, Oberflächenrauhigkeit, Lastamplitude und -gradient und Umgebungsmedien).

Durch eine Kugelstrahlbehandlung wird allgemein die Versetzungsdichte in oberflächennahen Schichten des bestrahlten Werkstoffs erhöht.

Durch das wiederholte Auftreffen der Strahlkugeln auf die Materialoberfläche wird der Werkstoff zyklisch plastisch verformt. Der Strahldruck oder die Aufprallgeschwindigkeit der

Kugeln ist qualitativ mit der Spannungsamplitude, die Strahlzeit mit der Lastwechselzahl in einem Kurzzeitermüdungsversuch vergleichbar. Die Materialfestigkeit nach der Kugelstrahlbehandlung wird deshalb vom zyklischen Ver- und Entfestigungsverhalten des Werkstoffs bestimmt.

Durch die inhomogene plastische Verformung während der Kugelstrahlbehandlung entstehen im Bereich der Oberfläche hohe Druckeigenspannungen, denen aus Gleichgewichtsgründen Zugeigenspannungen in tieferen Schichten gegenüberstehen.

Im Vergleich zum elektrolytisch polierten Zustand wird durch eine Kugelstrahlbehandlung die Oberflächenrauhigkeit stark erhöht.

Eine Erhöhung des Strahldrucks (Aufprallgeschwindigkeit der Kugeln) hatte eine größere Eindringtiefe der plastischen Verformung und der inneren Druckspannungen zur Folge. Die Versetzungsdichte an der Oberfläche und die maximalen Druckeigenspannungen wurden nur wenig erhöht. Mit einem höheren Strahldruck waren höhere innere Zugeigenspannungen und größere Oberflächenrauhigkeiten verbunden. Wegen des zyklischen Entfestigungsverhaltens der untersuchten ausgehärteten Titanlegierungen wurde ein zunehmender Abfall der Materialfestigkeit mit zunehmendem Strahldruck und zunehmender Strahlzeit gefunden. Auf das Profil der Versetzungsdichte und das der inneren Spannungen hatte die Strahlzeit dagegen keinen nennenswerten Einfluß. Auch die Oberflächenrauhigkeit zeigte nach kurzen Strahlzeiten eine Sättigung.

Der Abfall der Lebensdauer im Zug-Druck- und Umlaufbiegeversuch mit zunehmendem Strahldruck konnte mit einer früheren Rißbildung aufgrund höherer innerer Zugspannungen (Rißbildung im Probeninnern) bzw. mit einer zunehmenden Oberflächenrauhigkeit (Rißbildung an der Oberfläche) erklärt werden.

Der Lebensdauerabfall mit zunehmender Strahlzeit wurde auf eine zunehmende zyklische Entfestigung oberflächennaher Schichten durch die Kugelstrahlbehandlung zurückgeführt. Nicht ausgehärtete Zustände, die zyklisch ver- oder wenig entfestigen, zeigten keinen Abfall der Lebensdauer mit zunehmender Strahlzeit.

Im Zug-Druck-Versuch unter Vakuum wurde nach einer Kugelstrahlbehandlung eine deutliche Veränderung der Wechselfestigkeit gegenüber dem elektrolytisch polierten Grundzustand beobachtet. Zustände, die zyklisch wenig entfestigen, zeigten aufgrund der Stabilität der inneren Spannungen eine sehr frühe Rißbildung in den Gebieten hoher Zugeigenspannungen und damit einen deutlichen Wechselfestigkeitsabfall gegenüber dem Grundzustand. Im Zug-Druck-Versuch hatten die Oberflächendruckeigenspannungen keinen nennenswerten Einfluß auf die Lebensdauer, da sich die im Probeninnern gebildeten Risse wegen der homogen verteilten angelegten Spannungen ungehindert ins Probeninnere ausbreiten konnten. Nur bei Zuständen, die zyklisch sehr stark entfestigen, war wegen des stärkeren Abbaus der inneren Spannungen während der Ermüdungsbeanspruchung mit hohen Spannungsamplituden eine Rißbildung im Probeninnern ausgeschlossen. In diesem Fall wurde eine deutliche Wechselfestigkeitserhöhung gegenüber dem elektrolytisch polierten Grundzustand gefunden, weil die Bildung der Ermüdungsrisse an der Oberfläche durch die hohe Versetzungsdichte erschwert wurde und die verbleibenden Oberflächendruckeigenspannungen ihre Ausbreitung verzögerten.

Bei den Ermüdungsversuchen in 3.5 % NaCl führten aber die bei den benutzten niedrigen Spannungsamplituden wenig abgebauten inneren Zugspannungen zu einer Rißbildung im Probeninneren und damit zu einem weiteren Wechselfestigkeitsabfall. Da sich bei niedrigen Spannungsmplituden die Ermüdungsrisse in kugelgestrahlten Proben grundsätzlich im Probeninnern unter Vakuumumgebung bildeten, bestand prinzipiell kein Unterschied zwischen der Wechselfestigkeit kugelgestrahlter Proben im Vakuum oder in 3.5 % NaCl. Nur bei einem großen Unterschied der Wechselfestig-

keit des Grundzustandes zwischen Vakuum und 3.5 % NaCl ist eine Wechselfestigkeitserhöhung in 3.5 % NaCl durch eine Kugelstrahlbehandlung zu erwarten.

Im Gegensatz zum Zug-Druck-Versuch konnte im Umlaufbiegeversuch an Laborluft durch die Kugelstrahlbehandlung grundsätzlich eine Verbesserung der Wechselfestigkeit gegenüber dem Grundzustand gefunden werden. Bei Zuständen, die zyklisch stärker entfestigen, bildeten sich die Ermüdungsrisse auch bei niedrigen Spannungsamplituden im Unterschied zum Zug-Druck-Versuch an der Oberfläche. Dieses unterschiedliche Rißbildungsverhalten konnte durch die im Umlaufbiegeversuch in größeren Probentiefen reduzierte Spannungsamplitude, die die Rißbildung in diesen Gebieten verzögert, erklärt werden. Im Unterschied zum Zug-Druck-Versuch wurden die Ermüdungseigenschaften kugelgestrahlter Proben im Umlaufbiegeversuch unabhängig davon, ob sich die Ermüdungsrisse an der Oberfläche oder im Probeninnern bilderen, sehr stark durch die Oberflächendruckeigenspannungen beeinflußt. Die Oberflächendruckeigenspannungen verzögerten die Ausbreitung der Risse von der Oberfläche ins Probeninnere bzw. vom Probeninnern an die Oberfläche. Eine Ausbreitung der unter der Oberfläche gebildeten Ermüdungsrisse tiefer ins Probeninnere hinein, wurde im Umlaufbiegeversuch durch den Spannungsgradienten erschwert.

Durch eine gezielte Separation der Einzeleinflußgrößen "Innere Spannungen, Versetzungsdichte und Oberflächenrauhigkeit" konnte gezeigt werden, daß die Versetzungsdichte primär die Wechselfestigkeit glatter Proben mit geringer Oberflächenrauhigkeit bestimmt. Mit zunehmender Oberflächenrauhigkeit und damit frühzeitiger Rißbildung dominiert der Einfluß der Oberflächendruckeigenspannungen durch eine Verzögerung der Rißausbreitung.

6. Literatur

[1] Hornbogen, E. — Z. Metallkde. 68 (1977) 455

[2] Bernstein, I.M.; Thompson, A.W. — in: Mechanics of Environment Sensitive Cracking of Materials S.412, Metals Society, London, 1977

[3] Gysler, A.; Lindigkeit, J.; Lütjering, G. — in: Strength of Metals and Alloys Vol. 2, S. 1113, Pergamon Press New York, 1979

[4] Verkin, B.I.; Grimberg, N.M. — Mater. Sci. Eng. 41 (1979) 149

[5] Zum Gahr, K.H.; Eberhartinger, L.J. — Z. Metallkde. 67 (1976) 64o

[6] Williams, J.C.; Lütjering, G. — Titanium '8o, Science and Technology (Proc. Fourth Intern. Conf. on Titanium, Kyoto), AIME (198o), Vol. 1, 671

[7] Lindigkeit, J.; Gysler, A.; Lütjering, G. — wird veröffentlicht in: Met. Trans. 12 A (1981)

[8] Lindigkeit, J.; Terlinde, G; Gysler, A.; Lütjering, G. — Acta Met. 27 (1979) 1717

[9] Peters, M. — Dissertation, Ruhr-Universität Bochum (198o)

[1o] Schulte, K.; Nowack, H.; Lütjering, G. — Engng. Fracture Mech. 13 (198o) 1oo9

[11] Starke, E.A.; Lütjering, G. — in: Fatigue and Microstructure S. 2o5, ASM, Materials Science Seminar, St. Louis, 1979

[12] Awatani, J. — Bull. JSME 14 (1971) 3o7

[13] Syren, B.; Wohlfahrt, H.; Macherauch, E. — Arch. Eisenhüttenwes. 48 (1977) 421

[14] Macherauch, E.; Wohlfahrt, H.; Wolfstieg, U. — HTM 28 (1973) 2o1

[15] Hornbogen, E. — Werkstoffe, Springer, Heidelberg/Berlin/New York, 2. Auflage 1978

[16] Syren, B. Wohlfahrt, H. Macherauch, E. — Arch. Eisenhüttenwes. 46 (1975) 735

[17] Wohlfahrt, H. — HTM 28 (1973) 288

[18] Wohlfahrt, H. — Verhalten von Stahl bei schwingender Beanspruchung, Stahleisen, Düsseldorf (1978) 141

[19] Munz, D. — HTM 22 (1967) 52

[2o] Boggs, B.D. Bryne, J.J. — Met. Trans. 4 (1973) 2153

[21] Burck, L.H. Sullivan, C.P. Wells, C.H. — Met. Trans. 1 (197o) 1595

[22] Seeger, T. Nowack, B. — Veröff. d. Inst. f. Statik und Stahlbau, TH Darmstadt, Heft 11 (197o)

[23] Verpoort, C. — Dissertation, Ruhr-Universität Bochum (198o)

[24] Bily, M. — Mater. Prüf. 12 (197o) 275

[25] Lindigkeit, J. Gysler, A. Lütjering, G. — Z. Metallkde. 72 (1981) 322

[26] Lütjering, G. — DLR-FB 74-7o (1974) ESA-TT-245 (1976)

[27] Laird, C. Feltner, L.E. — Trans. AIME 239 (1967) 1o74

[28] Grosskreutz, J.C. — Fatigue Mechanisms and the Development of Fatigue Resistant Materials, AF-Report (197o)

[29] Pohl, K. Mayr, P. Macherauch, E. — in Vorbereitung

[3o] Siebel, E. Gaier, M. — VDI-Z. 98 (1956) 1715

[31] Hempel, M. Klepzig-Fachberichte 71 (1963) 371

[32] Leverant, G.R.
Langer, S.
Yuen, A.
Hopkins, S.W. Met. Trans. 1oA (1979) 25o

[33] Takeuchi, S.
Homma, T. Sci. Rep. Inst. Tôhoku Univ., Ser. A, 1o (1958) 426

[34] Morris, J.
Nachmann, G.
Hackensack, N.J. Prod. Engng. 12 (1965) 94

[35] Mc Cune, C.J.
Ozbun, C.T. American Machinist 3 (1967) 137

[36] Baxa, M.S.
Chang, Y.A.
Burck, C.H. Met. Trans. 9A (1978) 1141

[37] Was, G.S.
Pelloux, R.M. Met. Trans. 1oA (1979) 656

[38] Povich, M.J. Corrosion 34 (1978) 162

[39] Brodrick, R.F. ASTIA Doc. Nr. AD 13o734

[4o] Strigens, P. Dissertation TH Darmstadt (1971)

[41] Schreiber, R.
Wohlfahrt, H.
Macherauch, E. HTM 31 (1976) 95

[42] Schreiber, R.
Wohlfahrt, H.
Macherauch, E. Arch. Eisenhüttenwes. 48 (1977) 649

[43] Schreiber, R.
Wohlfahrt, H.
Macherauch, E. Arch. Eisenhüttenwes. 48 (1977) 653

[44] Schreiber, R.
Wohlfahrt, H.
Macherauch, E. Arch. Eisenhüttenwes. 49 (1978) 37

[45] Schreiber, R.
Wohlfahrt, H.
Macherauch, E. Arch. Eisenhüttenwes. 49 (1978) 265

[46] Gräf, M.
Verpoort, C.
5th Intern. Conf. on the Strength of Metals and Alloys ICSMA 5, Aachen, West Germany, Vol. 2, 12o7

[47] Hornbogen, E.
Verpoort, C.
Advances in Fracture Research (Proc. ICF-5, Cannes) Pergamon Press (1981) Vol. 1, 315

[48] Hornbogen, E.
Zum Gahr, K.H.
Acta Met. 24 (1976) 581

[49] Wiegand, H.
Strigens, P.
Industrieanzeiger 92 (197o) 235

[5o] Williams, D.N.
Wood, R.A.
MCIC Report (1971)

[51] Rust, T.M.
EPRI RP-912, WESTINGHOUSE ELECTRIC CORPORATION, Lester, PA, (1979)

[52] Jaffee, R.I.
Met. Trans. 1oA (1979) 139

[53] Jaffee, R.I.
Lütjering, G.
Rust, T.
Titanium '8o, Science and Technology (Proc. Fourth Intern. Conf. on Titanium, Kyoto), AIME (198o)

[54] Welsch, G.
Lütjering, G.
Gazioglu, K.
Bunk, W.
Met. Trans. 8 (1977) 169

[55] Gysler, A.
Bunk, W.
Gerold, V.
Z. Metallkde. 65 (1974) 411

[56] Zwicker, U.
Titan und Titanlegierungen, Springer, Berlin/Heidelberg/New York, 1974

[57] Peters, M.
Lütjering, G.
Titanium '8o, Science and Technology (Proc. Fourth Intern. Conf. on Titanium, Kyoto) AIME (198o) Vol. 2, 925

[58] Terlinde, G.
Lütjering, G.
wird veröffentlicht in: Met. Trans. 12A (1981)

[59] Wagner, L.
Konstruktiver Entwurf, Ruhr-Universität Bochum (1977)

[6o] Foth, J.
Konstruktiver Entwurf, Ruhr-Universität Bochum (1978)

[61] Foth, J. — Diplomarbeit, Ruhr-Universität Bochum (1979)

[62] Almen, J.O. — SAE J., 1943, Vol. 51, 248

[63] Scharwächter, R. — TZ f. prakt. Metallbearb. 7o (1976) 181

[64] Macherauch, E.; Müller, P. — Zeitschrift für angew. Physik 13 (1961) Heft 7

[65] Faninger, G.; Wolfstieg, U. — HTM 31 (1976) 27

[66] Franz, H.E. — HTM 34 (1979) Heft 1

[67] Gerdes, C. — Diplomarbeit Ruhr-Universität Bochum (1979)

[68] Trojahn, W. — Diplomarbeit, Ruhr-Universität Bochum (198o)

[69] Trojahn, W. — Studienarbeit, Ruhr-Universität Bochum (198o)

[7o] Däubler, M. — Dissertation, Ruhr-Universität Bochum (198o)

[71] Gysler, A.; Lütjering, G. — DFVLR-FB 79-24

[72] Hornbogen, E.; Zum Gahr, K.H. — Z. Metallkde. 67 (1976) 79

[73] Hornbogen, E.; Zum Gahr, K.H. — Metallography 8 (1975) 181

[74] Kim, H.M.; Paris, H.G.; Williams, J.C. — Titanium '8o, Science and Technology (Proc. Fourth Intern. Conf. on Titanium, Kyoto), AIME (198o) Vol. 3, 1825

[75] Braun, H.; Kriegel, E. — Chemie-Ing. Techn. 35 (1963) 697

[76] Hornbogen, E. — Fortschr.-Ber. VDI-Z Reihe 5 (1976) Nr. 24

[77] Hosford, W.S. — AIME Annual Meeting Chicago, Illinois, Febr. 23-25 (1981)

[78] Schwalbe, K.H. Aluminium 5o (1974) 327

[79] Griffiths, J.R.
Mogfords, I.L.
Richards, C.E. Metal Sci. J. 5 (1971) 15o

[8o] Zum Gahr, K.H. Z. Metallkde. 67 (1976) 678

[81] Starker, P.
Wohlfahrt, H.
Macherauch, E. Fat. Eng. Mat. and Struct. 1 (1979) 319

Ti- 6Al- 4V

Hersteller	Al	V	Fe	O	H	N	C	L x B x H mm
Fa. Krupp	6,2	4,0	0,07	0,17	0,003	0,01	0,01	500 x 100 x 30
Fa. Timet	6,3	4,2	0,145	0,195	0,005	0,017	0,02	ø 700 x 30

Ti- 8,6Al

Hersteller	Al	V	Fe	O	H	N	C	L x B x H mm
Fa. Timet	8,6	-	0,07	0,07	0,017	0,01	0,02	800 x 90 x 30

Tab. 1:

Chemische Zusammensetzung der untersuchten Legierungen (Gew.%) und Abmessungen des Ausgangsmaterials

Ti- 6Al- 4V [*]

Gefügeeinstellung					Aushärtung
grob lamellar	15 min 1050 °C $\xrightarrow{1°C/min}$ 800 °C + 1^h 800 °C/H_2O				- 24^h 500 °C
	Walztemperatur	Anzahl der Walzstiche	Verformungsgrad ε	Behandlung nach dem Walzen	Rekristallisationsglühung	Aushärtung
glob. a	800 °C	4	- 0,69	H_2O	1^h 800 °C	- 24^h 500 °C
glob. b	800 °C	8	- 1,40	H_2O	1^h 800 °C	24^h 500 °C

Ti- 8,6 Al [xx]

Walztemperatur	Anzahl der Walzstiche	Verformungsgrad ε	Behandlung nach dem Walzen	Rekristallisationsglühung	Aushärtung
950 °C	2	- 0,69	H_2O	1^h 950 °C	- 10^h 500 °C

[*] Ausgangswärmebehandlung : 15 min 1050 °C/H_2O

[xx] Ausgangswärmebehandlung: 1^h 950 °C/H_2O

Tab. 2:

Gefügeeinstellung der Legierungen Ti- 6Al- 4V und Ti- 8,6Al

Ti- 6Al- 4V

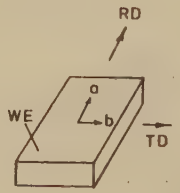
Gefüge	Aushärtung	E	$\sigma_{0,01}$	$\sigma_{0,2}$	σ_F	ε_F
		GPa	MPa	MPa	MPa	
grob-lamellar	-	107	115	570	1040	0,17
	24^h 500 °C	119	763	933	1048	0,15
glob. a-RD	-	105	465	897	1471	0,69
	24^h 500 °C	112	1028	1101	1606	0,74
glob. b-RD	24^h 500 °C	107	1063	1118	1652	0,62
glob. b-TD	24^h 500 °C	123	1105	1177	1515	0,55

Ti- 8,6Al

Aushärtung	E	$\sigma_{0,01}$	$\sigma_{0,2}$	σ_F	ε_F
	GPa	MPa	MPa	MPa	
-	122	668	795	1240	0,45
10^h 500 °C	124	722	829	945	0,13
100^h 500 °C	126	844	883	962	0,08
100^h 600 °C	125	856	874	940	0,08

Tab. 3:

Zugversuchskennwerte der Legierungen Ti- 6Al- 4V und Ti- 8,6Al



Textur	Lage der Meßebene ME zur Walzebene WE	Lage der Einheitszellen in der Meßebene	Meßrichtung	R_a [µm]
B	parallel		a	0,592
	senkrecht		a	0,787
T	parallel		b	0,662
	senkrecht		b	0,716
	parallel		a	0,723
	senkrecht		a	0,666
B/T	parallel		b	0,668
	senkrecht		b	0,729
	parallel		a	0,593
	senkrecht		a	0,633

Tab. 4:

Rauhigkeitswerte des Zustandes glob. b (24^h 500 ^oC) nach einer Kugelstrahlbehandlung 4 bar 4 min in Abhängigkeit von der Textur, der Meßebene und der Meßrichtung

8. Bilder

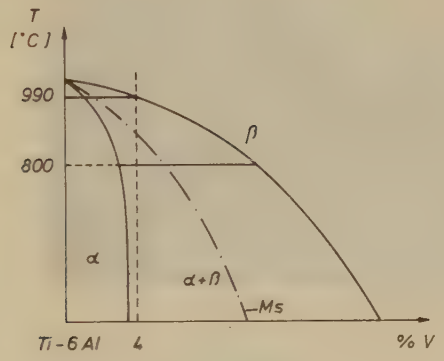


Bild 1: Zustandsdiagramm Ti- 6Al- V
(binärer Schnitt)

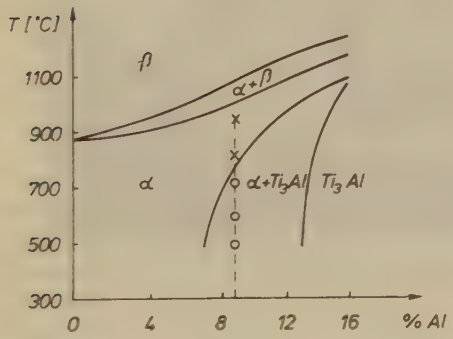
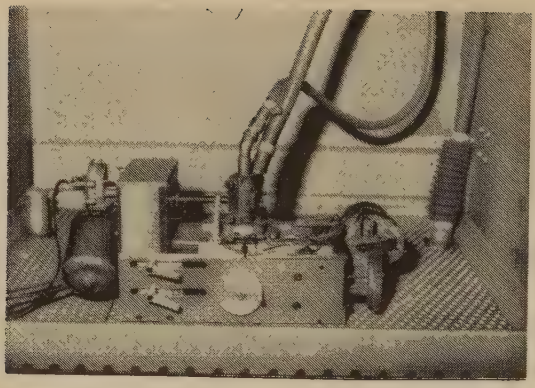


Bild 2: Zustandsdiagramm Ti- Al



a) Gesamtansicht

b) Blick in die Kammer mit eingespannter Umlaufbiegeprobe

Bild 3: Zusatzvorrichtung zur Kugelstrahlbehandlung

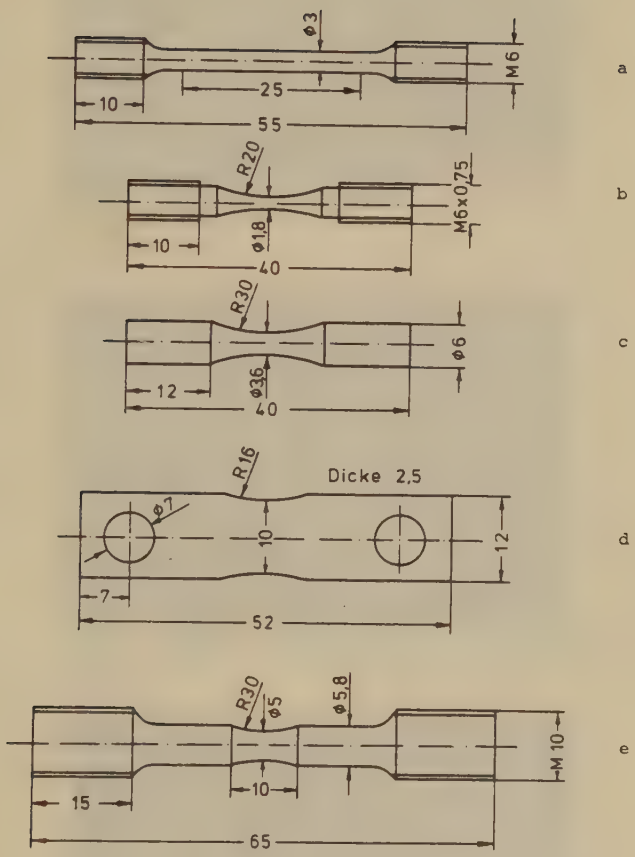
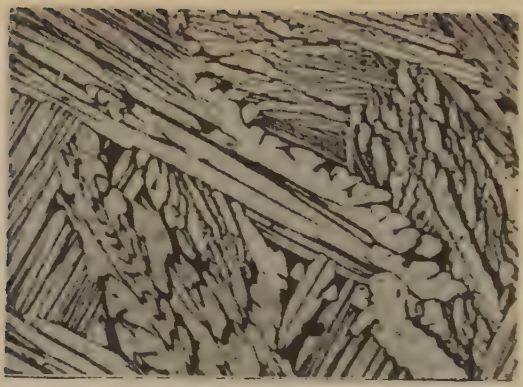


Bild 4: Benutzte Probenformen:

a) Zugprobe
b) Zug-Druck-Probe
c) Umlaufbiegeprobe
d) Wechselbiegeprobe
e) Zug-Druck-Probe (Kurzzeitermüdung)



a) grob lamellar

50 µm

b) glob. a

20 µm

c) glob. b

20 µm

Bild 5 a-c: Gefüge der Legierung Ti- 6Al- 4V

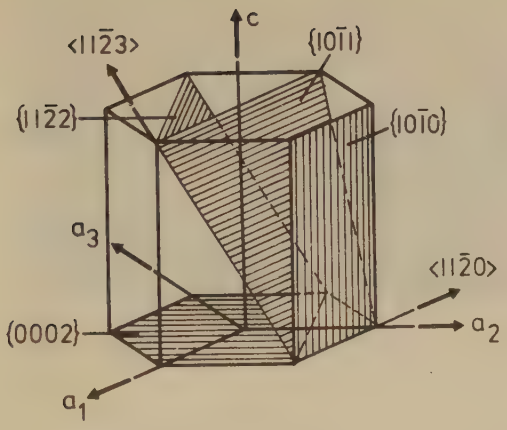
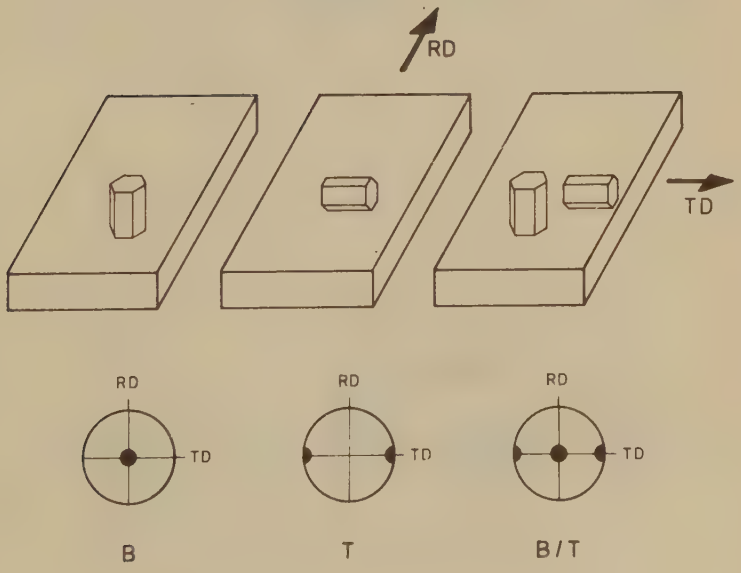
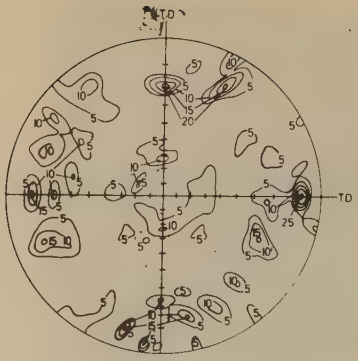


Bild 6: Wichtige Gleitsysteme in der hexagonalen α - Phase



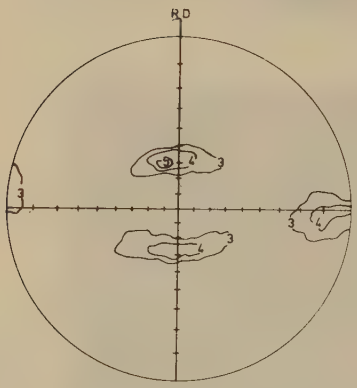
0002

Bild 7: Texturtypen der hexagonalean α - Phase (schematisch)



15 min 1050 °C/H_2O

a)



15 min 1050 °C/H_2O
15 min 800°C (-0,69)/H_2O
1h 800°C/H_2O

b)

15 min 1050 °C/H_2O
15 min 800 °C (-1,40)/H_2O
1h 800 °C/H_2O

c)

Bild 8: 0002 Polfiguren
(Ti- 6Al- 4V)

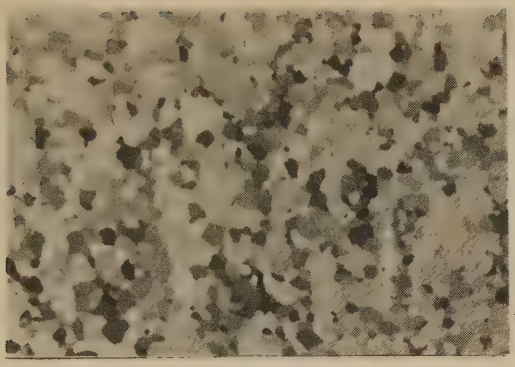
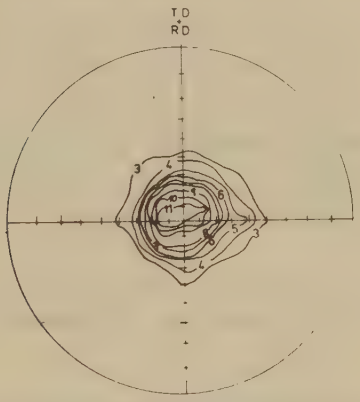
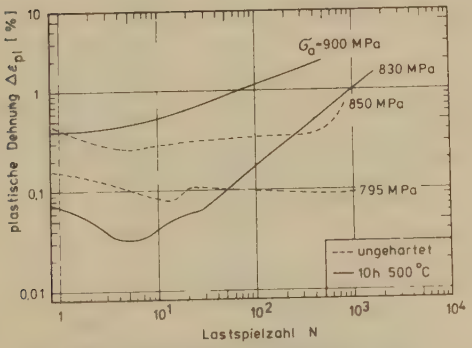


Bild 9: Gefüge der Legierung Ti- 8,6Al



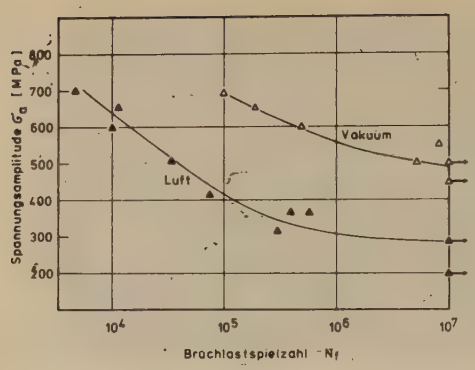
1h 950 °C/H_2O
15 min 950 °C/
(-0,69)/H_2O
1h 950 °C

Bild 10: 0002 Polfigur (Ti- 8,6Al)



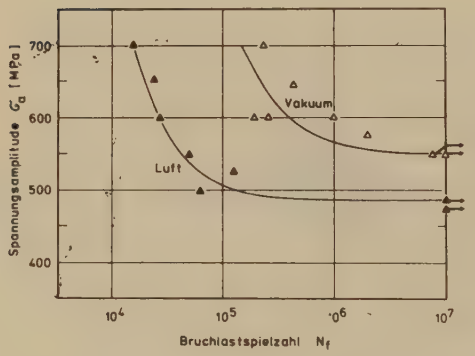
Ti- 8,6Al

Bild 11: Wechselverformungskurven des ungehärteten und des 10h 500 °C ausgehärteten Zustandes
(Zug-Druck, R = -1, Vakuum)



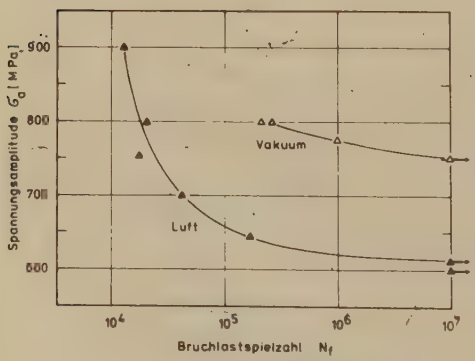
Ti- 6Al- 4V
grob lamellar
ungehärtet

Bild 12: Wöhlerdiagramm, elektrolytisch polierter Grundzustand, R = -1



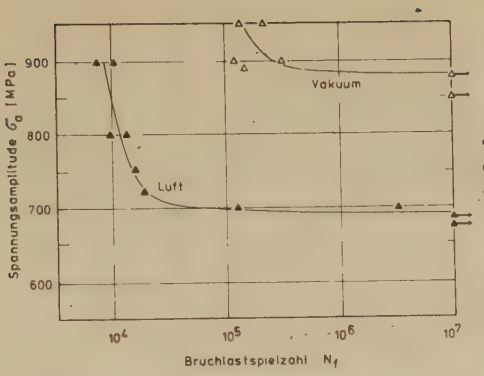
Ti- 6Al- 4V
grob lamellar
24h 500 °C

Bild 13: Wöhlerdiagramm, elektrolytisch polierter Grundzustand, R = -1



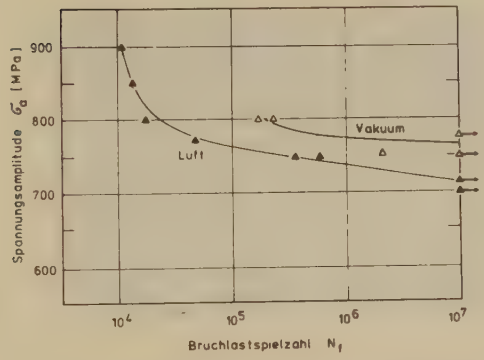
Ti- 6Al- 4V
glob. a-RD
24h 500 °C

Bild 14: Wöhlerdiagramm, elektrolytisch polierter Grundzustand, R = -1



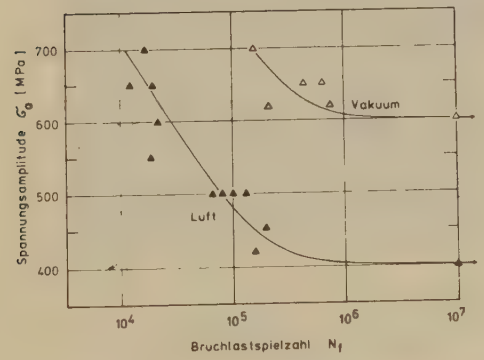
Ti- 6Al- 4V
glob. b-TD
24h 500 °C

Bild 15: Wöhlerdiagramm, elektrolytisch polierter Grundzustand, R = -1



Ti- 6Al- 4V
glob. b-RD
24h 500 °C

Bild 16: Wöhlerdiagramm, elektrolytisch polierter Grundzustand, R = -1



Ti- 8,6Al
10h 500 °C

Bild 17: Wöhlerdiagramm, elektrolytisch polierter Grundzustand, R = -1

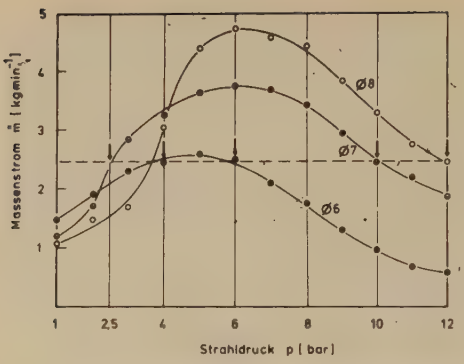


Bild 18: Abhängigkeit des Massenstroms der Kugeln vom Strahldruck und Düsendurchmesser

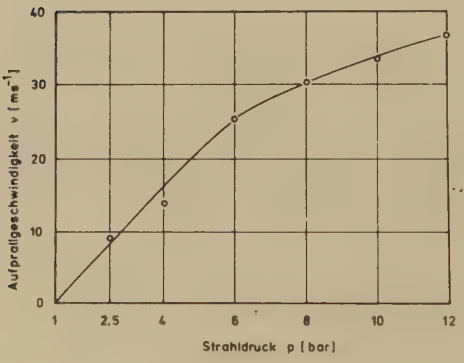


Bild 19: Abhängigkeit der Aufprallgeschwindigkeit der Kugeln vom Strahldruck

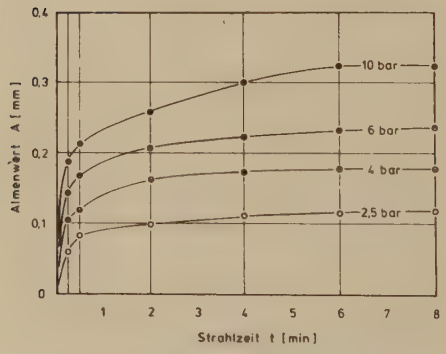
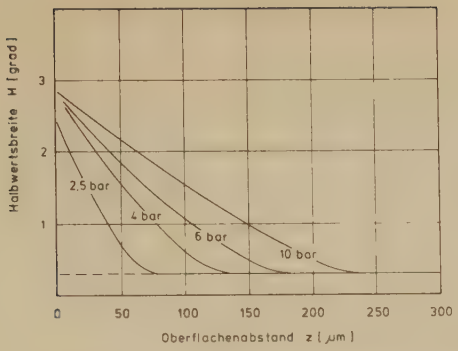
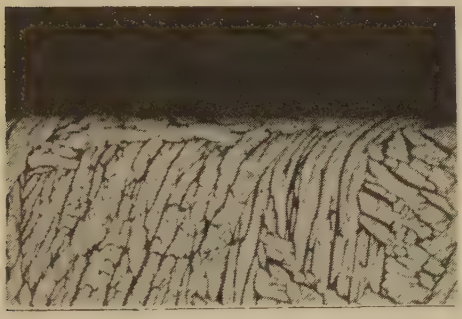


Bild 20: Abhängigkeit der Strahlintensität von der Strahlzeit



Ti- 6Al- 4V
grob lamellar
24h 500 °C

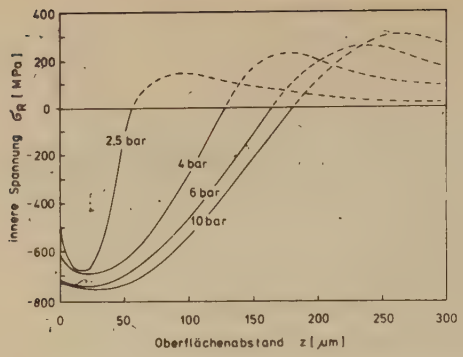
Bild 21: Verlauf der Versetzungsdichte für verschiedene Strahldrücke als Funktion vom Oberflächenabstand



a) 2,5 bar 4 min 50 µm

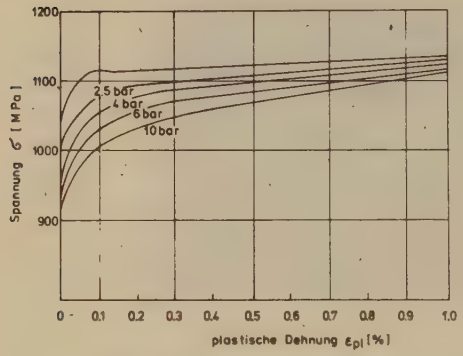
b) 10 bar 4 min 50 µm

Bild 22: Verformung der Oberflächenzone durch die Kugelstrahlbehandlung (Querschliff) (vergl. Bild 21)



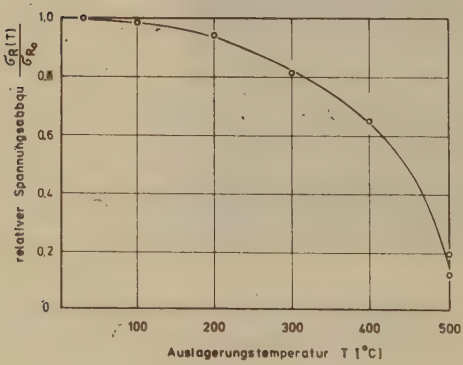
Ti- 6Al- 4V
grob lamellar
24h 500 °C

Bild 23: Verlauf der inneren Spannungen für verschiedene Strahldrücke als Funktion vom Oberflächenabstand



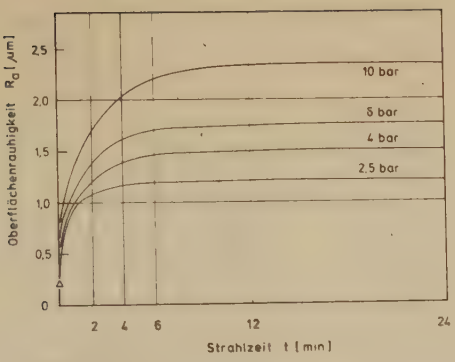
Ti- 6Al- 4V
glob. b-TD
24h 500 °C

Bild 24: Zugversuch; Einfluß der Kugelstrahlbehandlung auf das Spannungs-Dehnungsverhalten



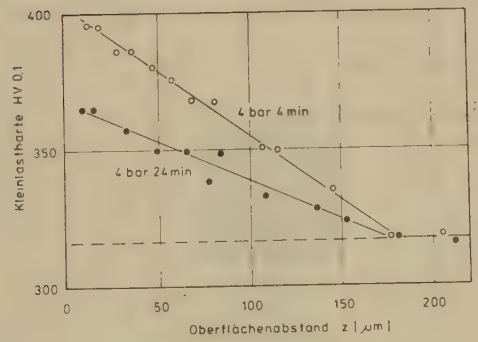
Ti- 6Al- 4V
glob. b-TD
24h 500 °C

Bild 25: Abbau der inneren Oberflächendruckeigenspannungen in Abhängigkeit von der Auslagerungstemperatur (t = 1h)



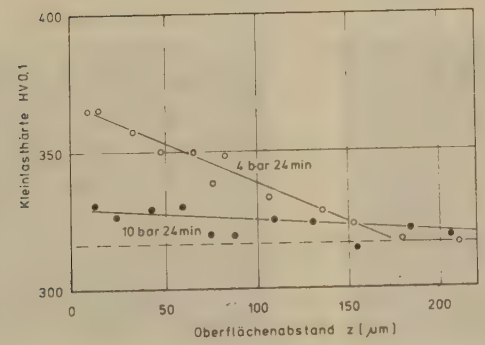
Ti- 6Al- 4V
grob lamellar
24h 500 °C

Bild 26: Abhängigkeit der Oberflächenrauhigkeit für verschiedene Strahldrücke von der Strahlzeit



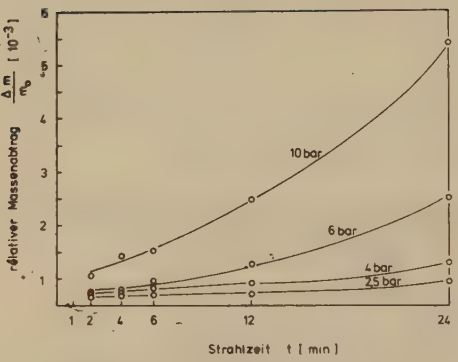
a) Variation der Strahlzeit

Ti- 6Al- 4V
grob lamellar
24h 500 °C



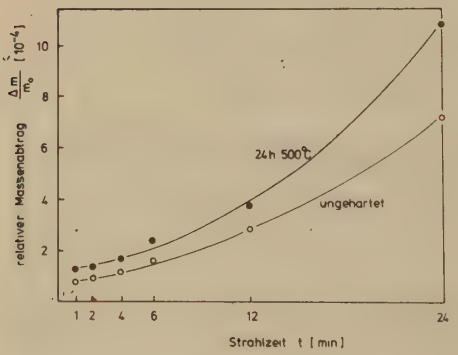
b) Variation des Strahldruckes

Bild 27: Verlauf der Kleinlasthärte für verschiedene Kugelstrahlbehandlungen als Funktion vom Oberflächenabstand



Ti- 6Al- 4V
grob lamellar
24h 500 °C

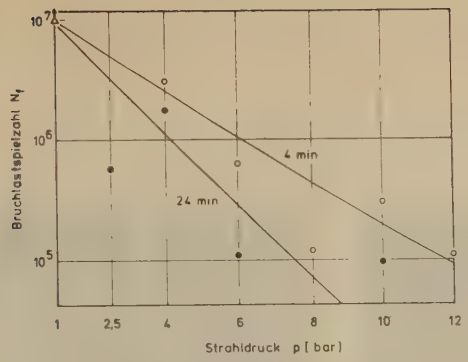
a) Variation des Strahldruckes



Ti- 6Al- 4V
grob lamellar

b) Vergleich: ungehärteter und gehärteter Zustand (p = 4 bar)

Bild 28: Massenverlust kugelgestrahlter Umlaufbiegeproben in Abhängigkeit von der Strahlzeit



Ti- 6Al- 4V
glob. b-TD
24h 500 °C

Bild 29: Abhängigkeit der Lebensdauer (σ_a = 800 MPa) für verschiedene Strahlzeiten vom Strahldruck (Zug-Druck, R = -1, Vakuum)

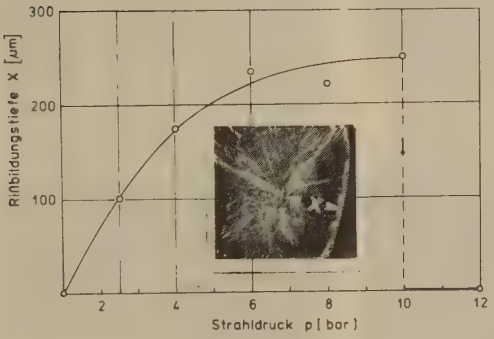


Bild 30: Abhängigkeit der Lage des Rißbildungsortes vom Strahldruck (vergl. Bild 29)

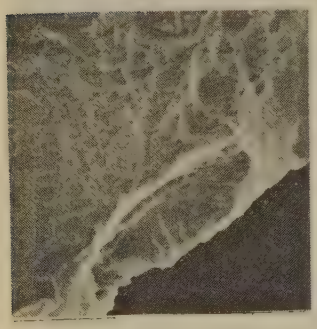


Bild 31: 10 bar 4 min
Sekundärriß

20 µm

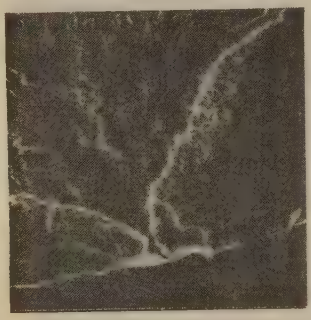
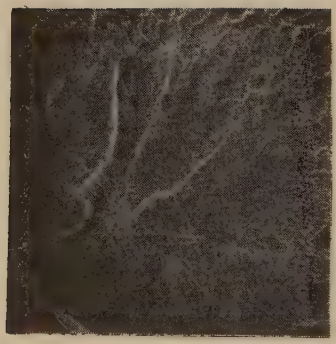


Bild 32: 12 bar 4 min
Hauptriß

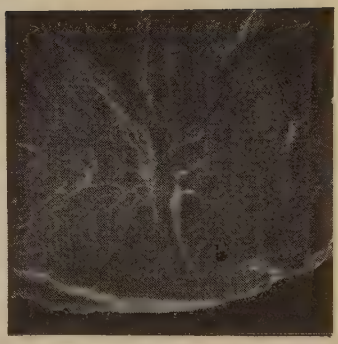
50 µm

Bild 31,32: Bruchflächen kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM),(vergl. Bild 29)



100 µm

a) 6 bar 4 min



100 µm

b) 10 bar 4 min

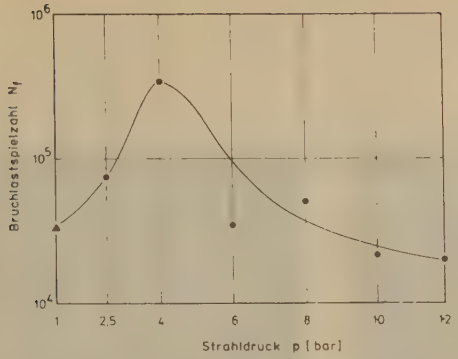
100 µm

c) 6 bar 24 min

100 µm

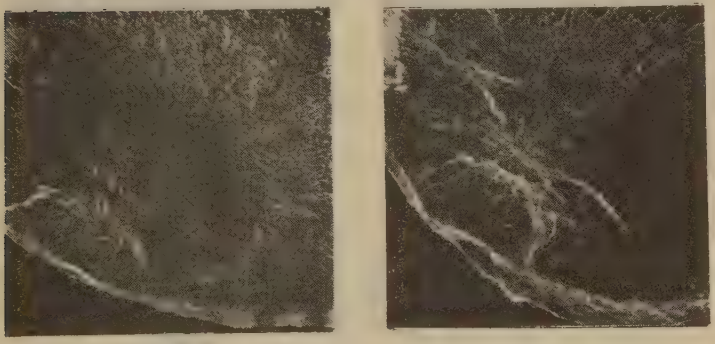
d) 10 bar 24 min

Bild 33: Bruchflächen kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM) (vergl. Bild 29)



Ti- 6Al- 4V
glob. b-TD
24h 500 °C

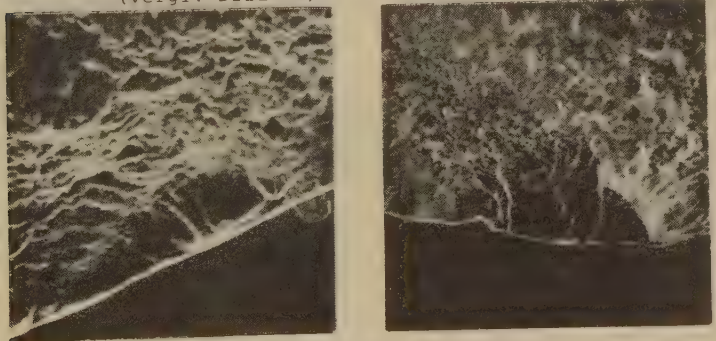
Bild 34: Abhängigkeit der Lebensdauer vom Strahldruck (Strahlzeit = 4 min, σ_a = 700 MPa, Zug-Druck, R = -1, 3,5% NaCl)



a) 4 bar 4 min Hauptriß — 100 µm

b) 8 bar 4 min Hauptriß — 100 µm

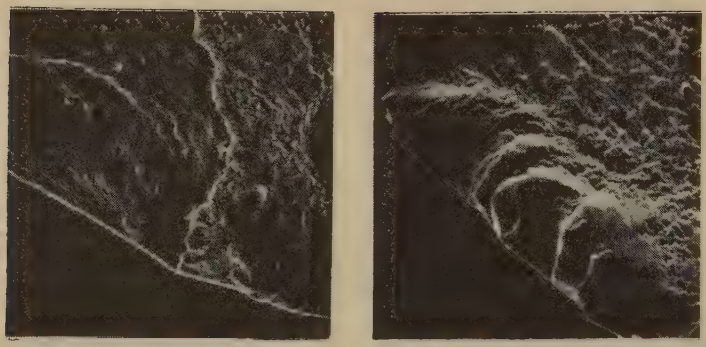
Bild 35: Bruchflächen kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM) (vergl. Bild 34)



a) 4 bar 4 min Sekundärriß — 20 µm

b) 8 bar 4 min Sekundärriß — 50 µm

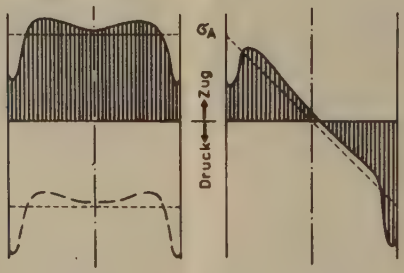
Bild 36: Bruchflächen kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM) (vergl. Bild 34)



a) 10 bar 4 min Hauptriß 50 µm

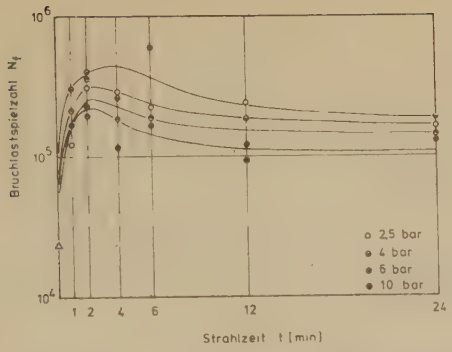
b) 10 bar 4 min Sekundärrisse 50 µm

Bild 37: Bruchflächen kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM) (vergl. Bild 34)



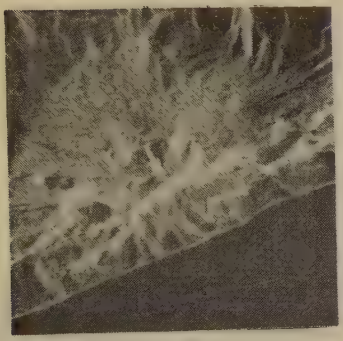
a) Zug-Druck b) Umlaufbiegung

Bild 38: Überlagerung der angelegten Spannungen mit den inneren Spannungen durch die Kugelstrahlbehandlung (schematisch)

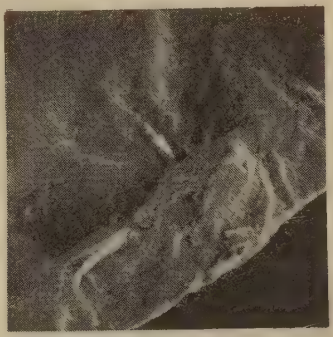


Ti- 6Al- 4V
grob lamellar
24h 500 °C

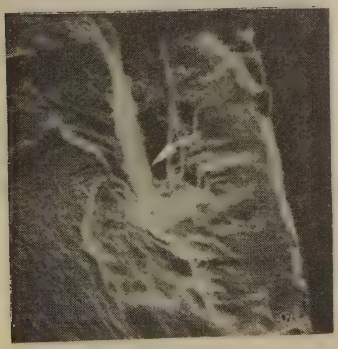
Bild 39: Abhängigkeit der Lebensdauer (σ_a = 650 MPa) vom Strahldruck und der Strahlzeit (Umlaufbiegung, Luft)



a) 2,5 bar 24 min 50 µm



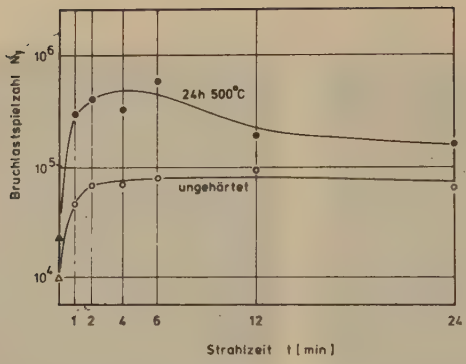
b) 4 bar 24 min 50 µm



c) 6 bar 24 min 50 µm

d) 10 bar 24 min 50 µm

Bild 40: Bruchflächen kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM) (vergl. Bild 39)



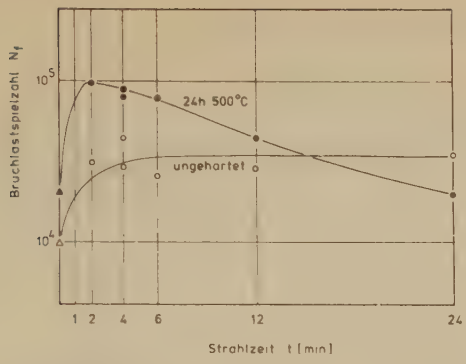
Ti- 6Al- 4V
grob lamellar

Bild 41: Abhängigkeit der Lebensdauer des ungehärteten und gehärteten Zustandes (σ_a = 650 MPa) von der Strahlzeit (Umlaufbiegung, Luft), p = 4 bar

a) ungehärtet
4 bar 4 min
100 µm

b) ungehärtet
4 bar 24 min
100 µm

Bild 42: Bruchflächen kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM) (vergl. Bild 41)

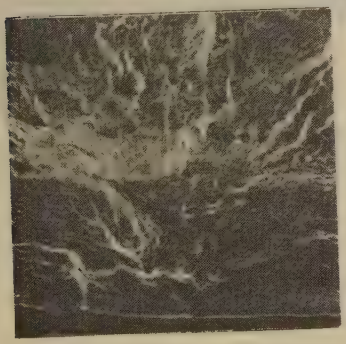


Ti- 6Al- 4V
glob. a-RD

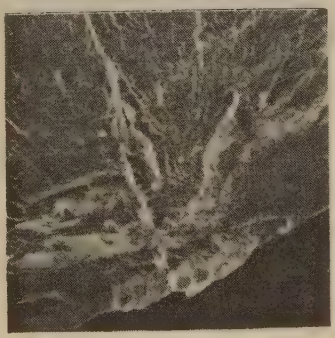
Bild 43: Abhängigkeit der Lebensdauer des ungehärteten und gehärteten Zustandes. (σ_a = 775 MPa) von der Strahlzeit, p = 4 bar (Umlaufbiegung, Luft)

a) 24h 500 °C
4 bar 4 min
100 µm

b) 24h 500 °C
4 bar 24 min
100 µm



c) ungehärtet
4 bar 4 min
100 µm

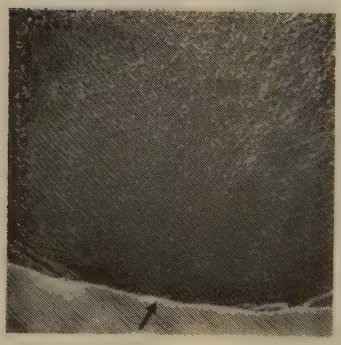


d) ungehärtet
4 bar 24 min
100 µm

Bild 44: Bruchflächen kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM) (vergl. Bild 43)

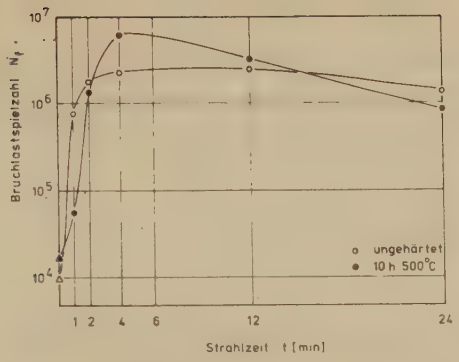
Ti- 6Al- 4V
glob. b-RD
24h 500 °C

Bild 45: Abhängigkeit der Lebensdauer (σ_a = 775 MPa) von der Strahlzeit (Umlaufbiegung, Luft), p = 4 bar



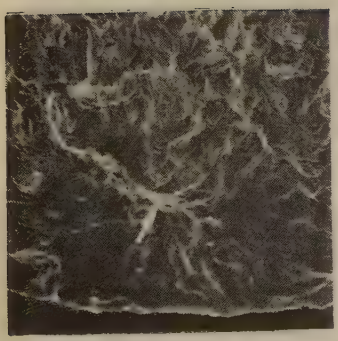
4 bar 0,5 min 50 µm

Bild 46: Bruchfläche einer kugelgestrahlten Ermüdungsprobe (REM) (vergl. Bild 45)



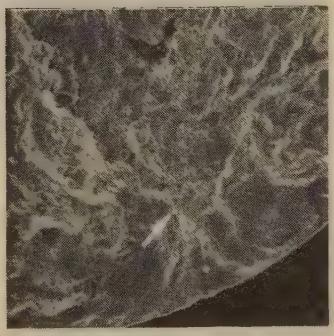
Ti- 8,6Al

Bild 47: Abhängigkeit der Lebensdauer des ungehärteten und gehärteten Zustandes (σ_a = 700 MPa) von der Strahlzeit (Umlaufbiegung, Luft), p = 4 bar



a) 10h 500 °C
4 bar 24 min

100 µm



b) ungehärtet
4 bar 24 min

100 µm

Bild 48: Bruchflächen kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM) (vergl. Bild 47)

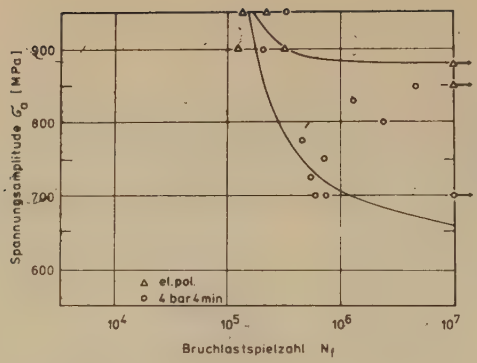
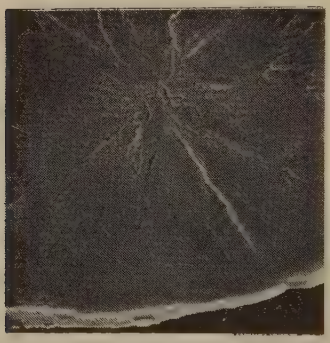
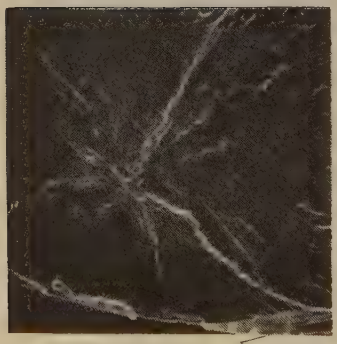


Bild 49: Wöhlerdiagramm, Vergleich: elektrolytisch polierter und kugelgestrahlter Zustand (Zug-Druck, R =-1, Vakuum)

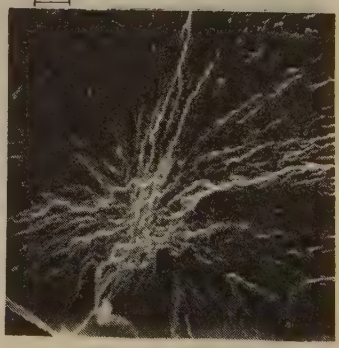


a) σ_a = 950 MPa

50 µm



b) σ_a = 750 MPa 50 µm



c) σ_a = 700 MPa 50 µm

Bild 50: Bruchflächen kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM) (vergl. Bild 49)

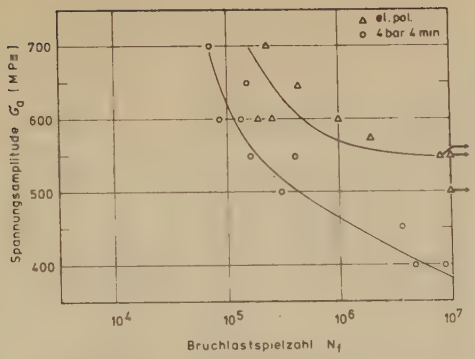
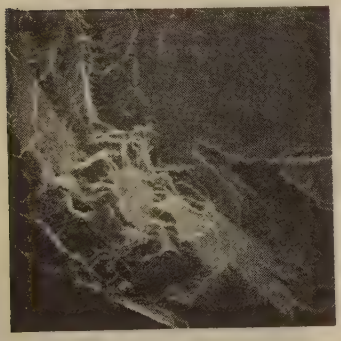
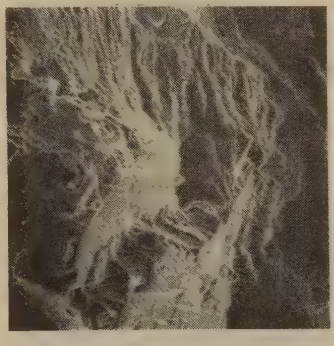


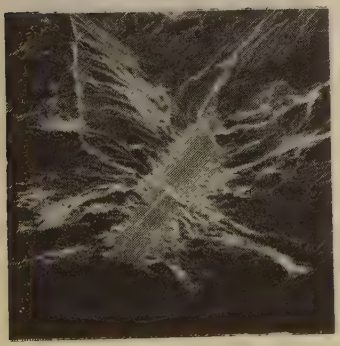
Bild 51: Wöhlerdiagramm, Vergleich: elektrolytisch polierter und kugelgestrahlter Zustand (Zug- Druck) R =-1; Vakuum)



a) σ_a = 700 MPa 50 µm



b) σ_a = 650 MPa 50 µm



b) σ_a = 600 MPa 100 µm

d) σ_a = 575 MPa 50 µm

Bild 52: Bruchfläche kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM) (vergl. Bild 51)

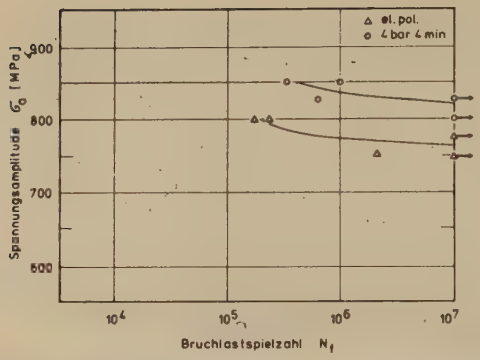
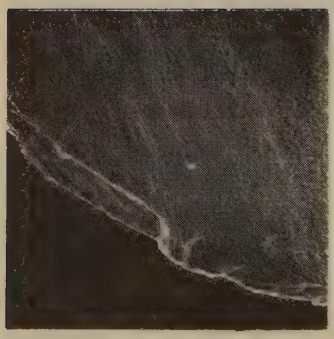
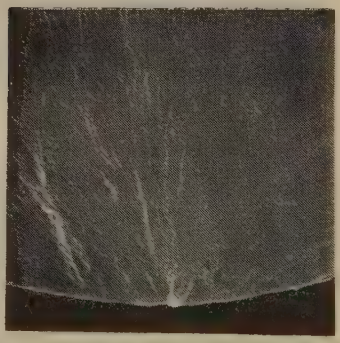


Bild 53: Wöhlerdiagramm, Vergleich: elektrolytisch polierter und kugelgestrahlter Zustand (Zug-Druck, R =-1, Vakuum)

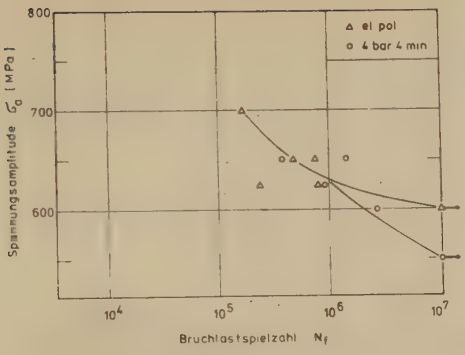


a) σ_a = 850 MPa 50 µm



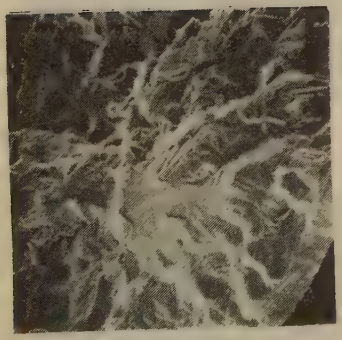
b) σ_a = 825 MPa 100 µm

Bild 54: Bruchflächen kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM) (vergl. Bild 53)



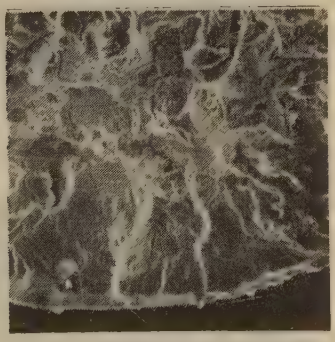
Ti- 8,6Al
10h 500 °C

Bild 55: Wöhlerdiagramm, Vergleich: elektrolytisch polierter und kugelgestrahlter Zustand (Zug-Druck, R =-1, Vakuum)



50 µm

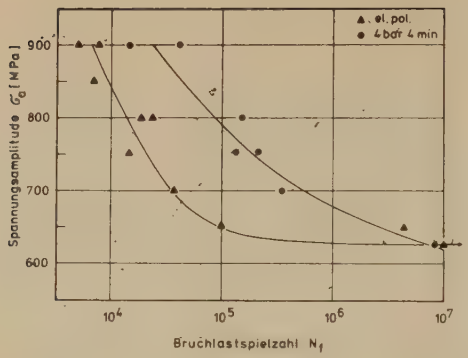
a) σ_a = 650 MPa



50 µm

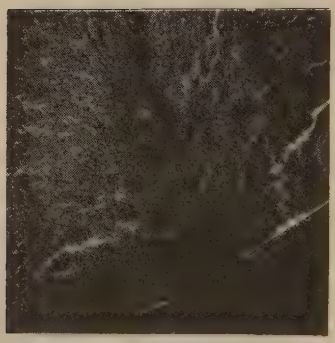
b) σ_a = 600 MPa

Bild 56: Bruchflächen kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM) (vergl. Bild 55)

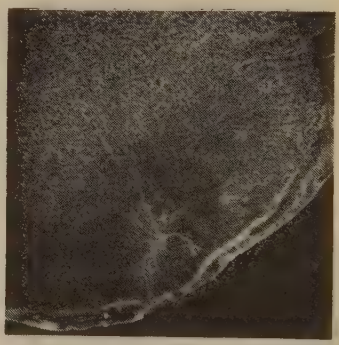


Ti- 6Al- 4V
glob. b-TD
24h 500 °C

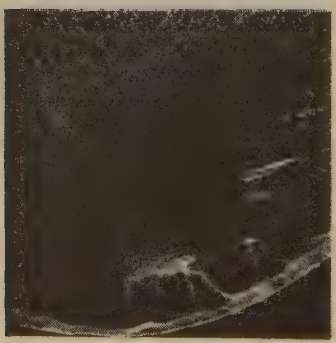
Bild 57: Wöhlerdiagramm, Vergleich: elektrolytisch polierter und kugelgestrahlter Zustand (Zug-Druck, R =-1, 3,5% NaCl)



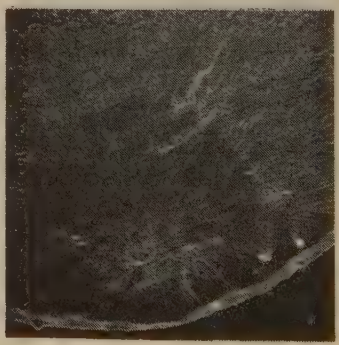
a) σ_a = 800 MPa 50 µm



b) σ_a = 750 MPa 100 µm



b) σ_a = 700 MPa 100 µm



c) σ_a = 625 MPa 100 µm

Bild 58: Bruchflächen kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM) (vergl. Bild 57)

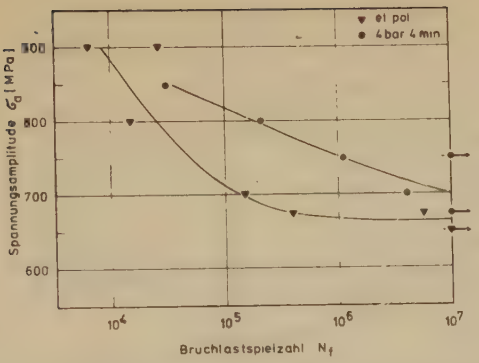
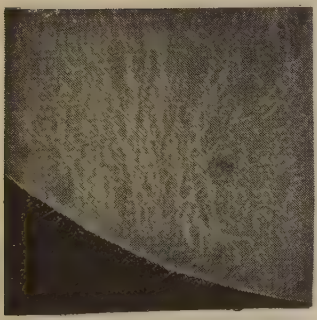
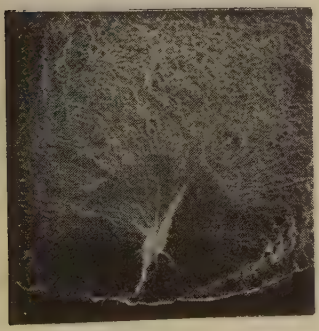


Bild 59: Wöhlerdiagramm, Vergleich: elektrolytisch polierter und kugelgestrahlter Zustand (Zug-Druck, R =-1, 3,5% NaCl)

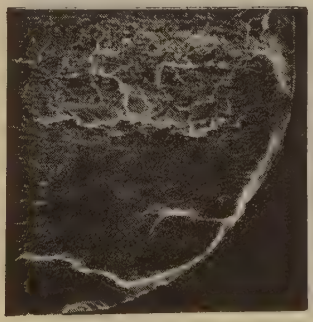


a) σ_a = 850 MPa 50 µm

b) σ_a = 800 MPa 100 µm

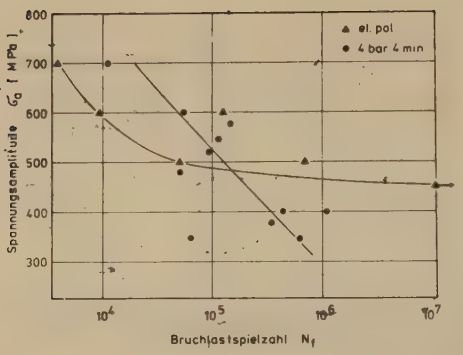


b) σ_a = 750 MPa 100 µm



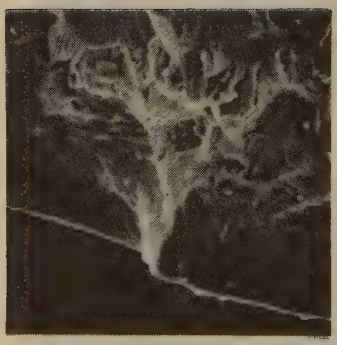
c) σ_a = 700 MPa 100 µm

Bild 60: Bruchflächen kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM) (vergl. Bild 59)

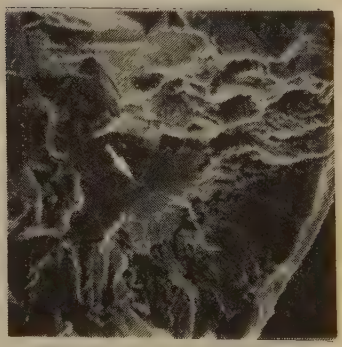


Ti- 8,6Al
10h 500 °C

Bild 61: Wöhlerdiagramm, Vergleich: elektrolytisch polierter und kugelgestrahlter Zustand (Zug-Druck, R =-1, 3,5% NaCl)

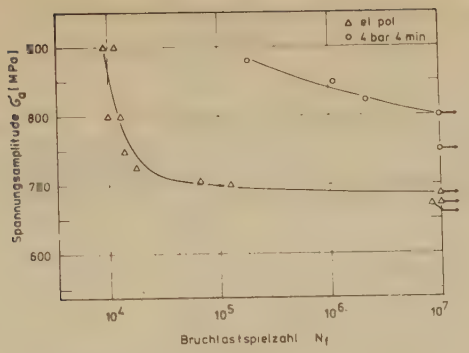


a) σ_a = 700 MPa 20 µm



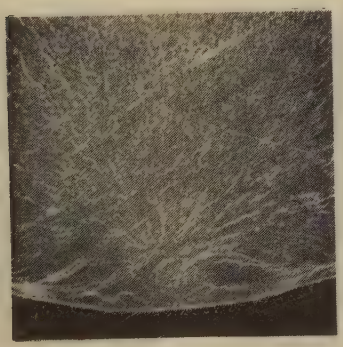
b) σ_a = 350 MPa 50 µm

Bild 62: Bruchflächen kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM) (vergl. Bild 61)

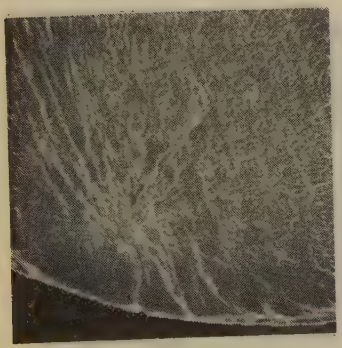


Ti- 6Al- 4V
glob. b-TD
24h 500 °C

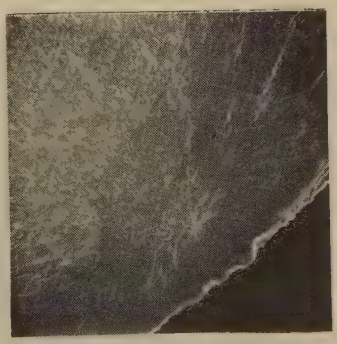
Bild 63: Wöhlerdiagramm, Vergleich: elektrolytisch polierter und kugelgestrahlter Zustand (Umlaufbiegung, Luft)



a) σ_a = 875 MPa 100 µm



b) σ_a = 850 MPa 100 µm



c) σ_a = 825 MPa 100 µm

Bild 64: Bruchflächen kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM) (vergl. Bild 63)

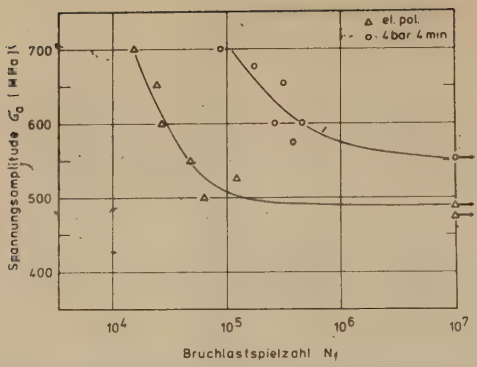
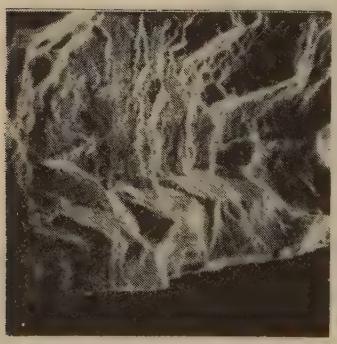
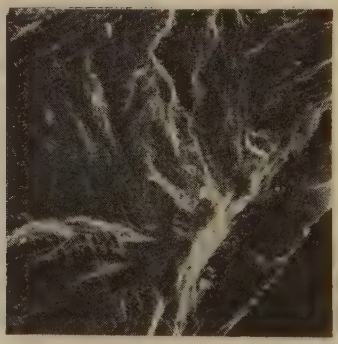


Bild 65: Wöhlerdiagramm, Vergleich: elektrolytisch polierter und kugelgestrahlter Zustand (Umlaufbiegung, Luft)

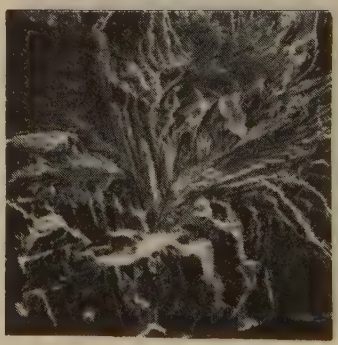


a) σ_a = 700 MPa 50 µm



b) σ_a = 650 MPa 100 µm

c) σ_a = 600 MPa 100 µm



d) σ_a = 575 MPa 100 µm

Bild 66: Bruchflächen kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM) (vergl. Bild 65)

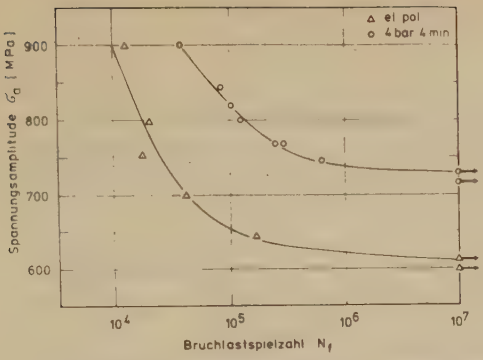


Bild 67: Wöhlerdiagramm, Vergleich: elektrolytisch polierter und kugelgestrahlter Zustand (Umlaufbiegung, Luft)

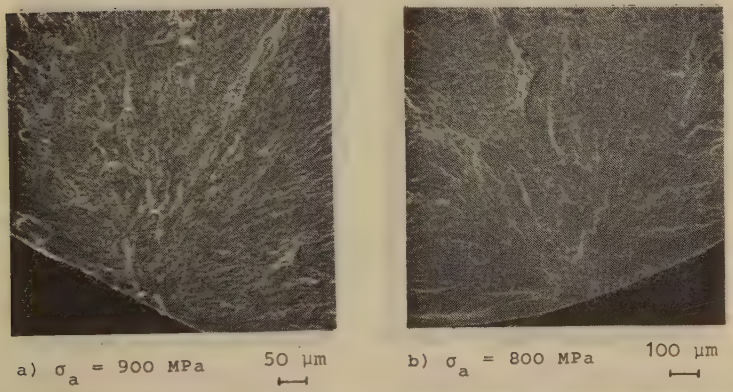
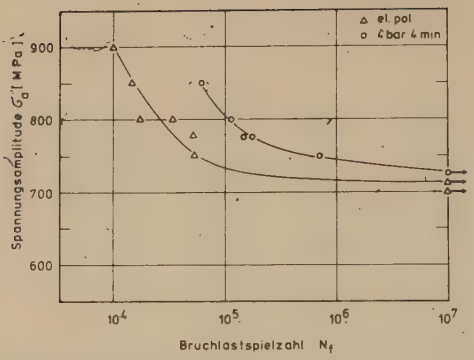


Bild 68: Bruchflächen kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM) (vergl. Bild 67)



Ti- 6Al- 4V
glob. b-RD
24h 500°C

Bild 69: Wöhlerdiagramm, Vergleich: elektrolytisch poliert und kugelgestrahlter Zustand (Umlaufbiegung, Luft)

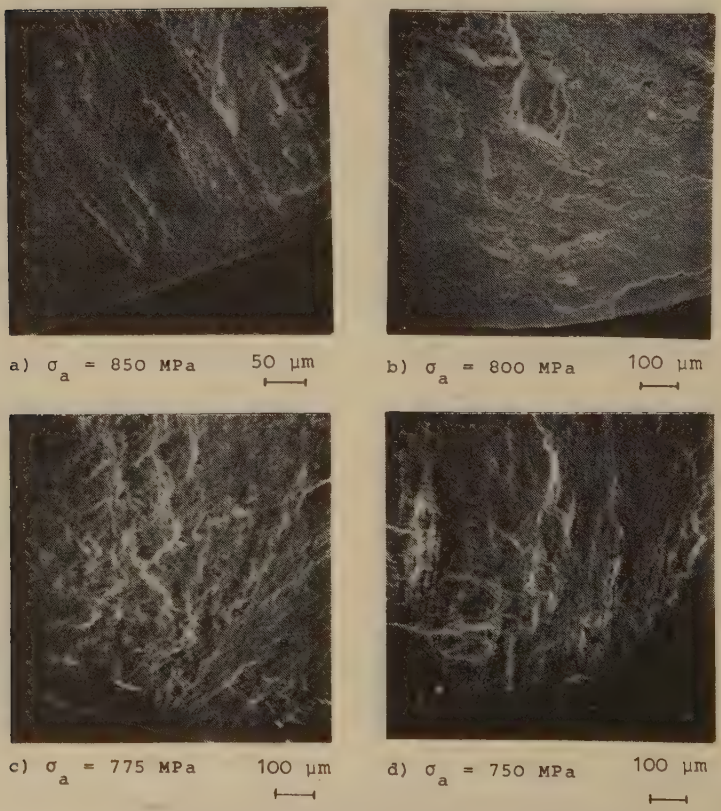
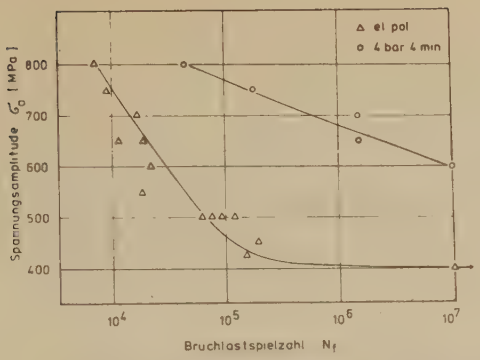
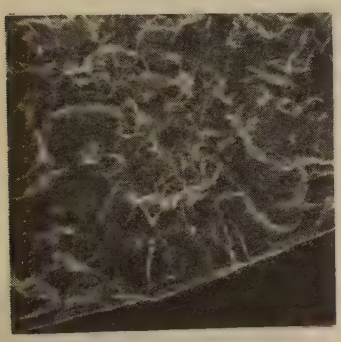


Bild 70: Bruchflächen kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM) (vergl. Bild 69)

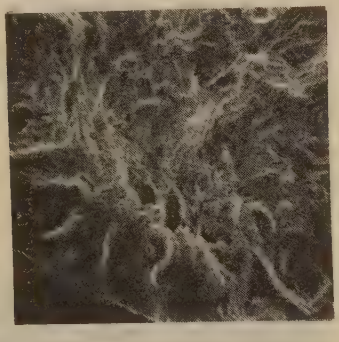


Ti- 8,5Al
10h 500 °C

Bild 71: Wöhlerdiagramm, Vergleich: elektrolytisch polierter und kugelgestrahlter Zustand (Umlaufbiegung, Luft)

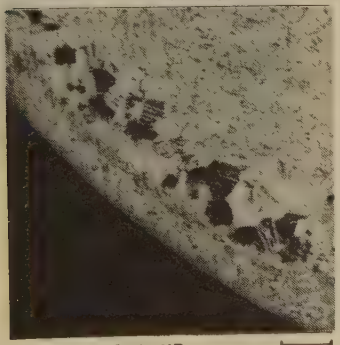


a) σ_a = 800 MPa 50 µm

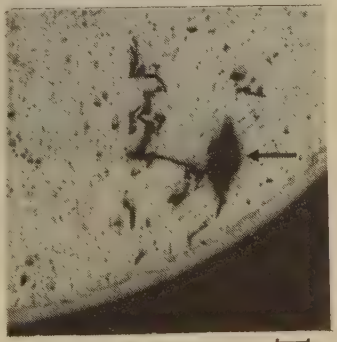


b) σ_a = 600 MPa 50 µm

Bild 72 a,b: Bruchflächen kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM) (vergl. Bild 71)



c) σ_a = 600 MPa 100 µm
(vergl. Bild 72b)



d) σ_a = 625 MPa 100 µm
6 bar 4 min $N_f > 2 \times 10^7$

Bild 72 c,d: Querschliffe kugelgestrahlter Ermüdungsproben

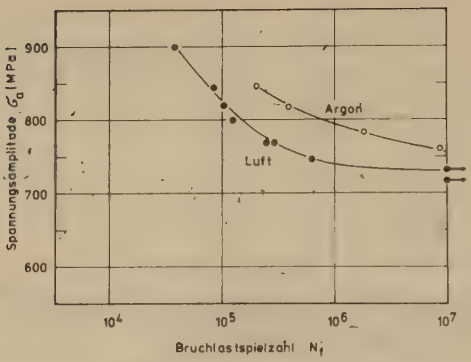
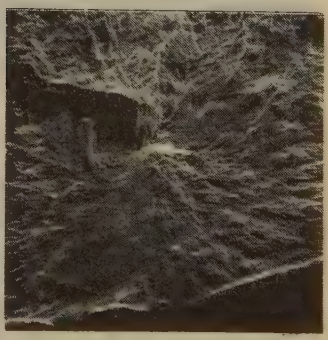


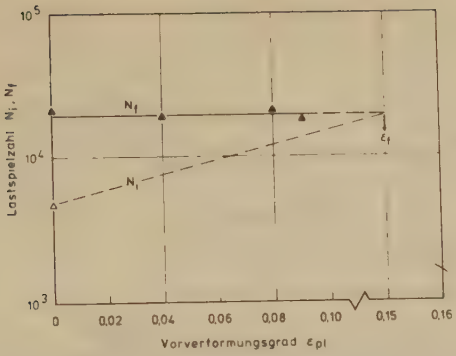
Bild 73: Wöhlerdiagramm kugelgestrahlter Proben (4bar 4min), Vergleich der Ergebnisse in Laborluft und in Argon

a) σ_a = 812 MPa, Luft 100 µm



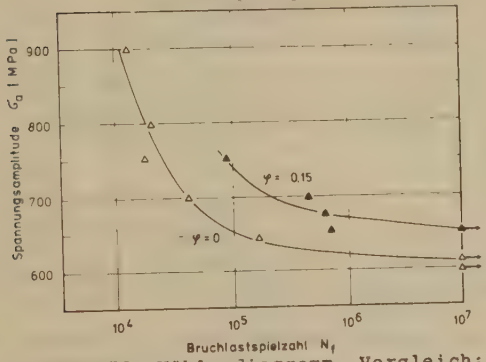
b) σ_a = 812 MPa, Argon 100 µm

Bild 74: Bruchflächen kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM) (vergl. Bild 73)



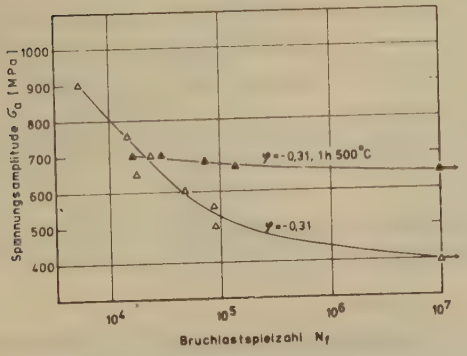
Ti- 6Al- 4V
grob lamellar
24h 500 °C

Bild 75: Abhängigkeit der Lastspielzahl bis zur Rißbildung (N_i) und Bruch (N_f) von der Zugvorverformung
(Umlaufbiegung, Luft, σ_a = 650 MPa)



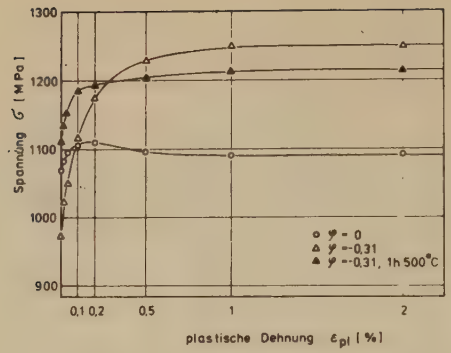
Ti- 6Al- 4V
glob. a-RD
24h 500 °C

Bild 76: Wöhlerdiagramm, Vergleich: unverformter mit zugvorverformtem Zustand
(Umlaufbiegung, Luft)



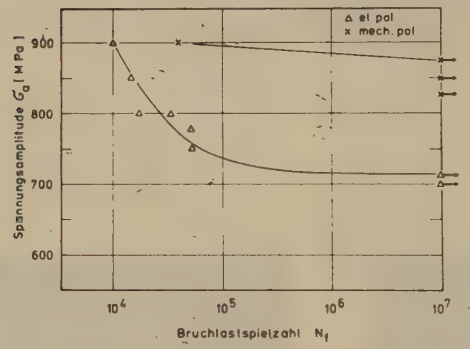
Ti- 6Al- 4V
glob. a-RD
24h 500 °C

Bild 77: Wöhlerdiagramm, Vergleich: kaltgewalzter mit kaltgewalzt + geglühtem Zustand
(Umlaufbiegung. Luft)



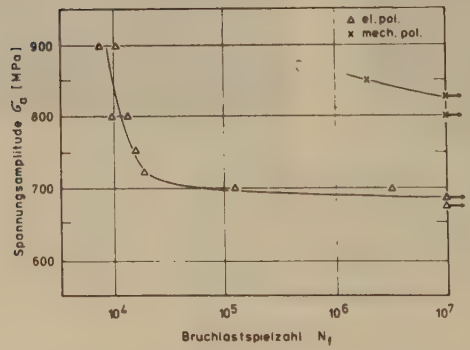
Ti- 6Al- 4V
glob. a-RD
24h 500 °C

Bild 78: Spannungs-Dehnungsverlauf für den Grundzustand im Vergleich mit kaltgewalztem und kaltgewalzt + geglühtem Zustand



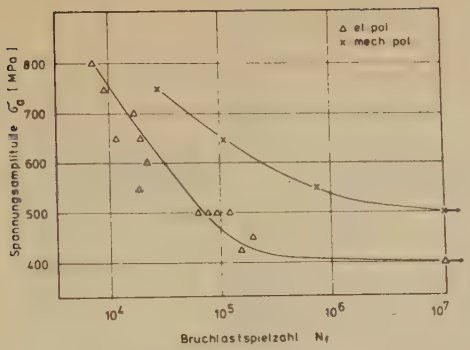
Ti- 6Al- 4V
glob. b-RD
24h 500 °C

Bild 79: Wöhlerdiagramm, Vergleich: elektrolytisch polierter Grundzustand und mechanisch polierter Zustand (Umlaufbiegung, Luft)



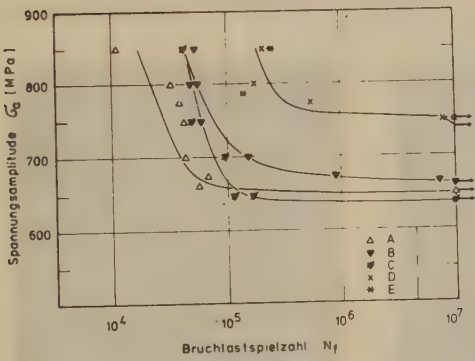
Ti- 6Al- 4V
glob. b-TD
24h 500 °C

Bild 80: Wöhlerdiagramm, Vergleich: elektrolytisch polierter Grundzustand und mechanisch polierter Zusand (Umlaufbiegung, Luft)



Ti- 8,6Al
10h 500 °C

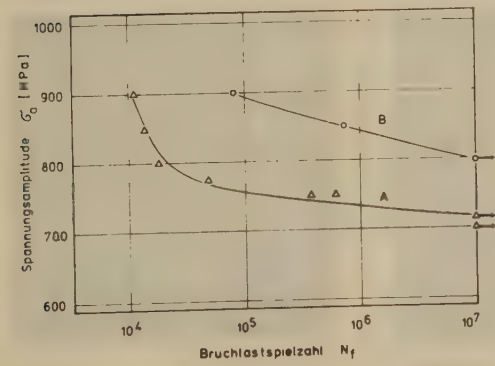
Bild 81: Wöhlerdiagramm, Vergleich: elektrolytisch poliert Grundzustand und mechanisch poliert Zustand (Umlaufbiegung, Luft)



Ti- 6Al- 4V
glob.-RD

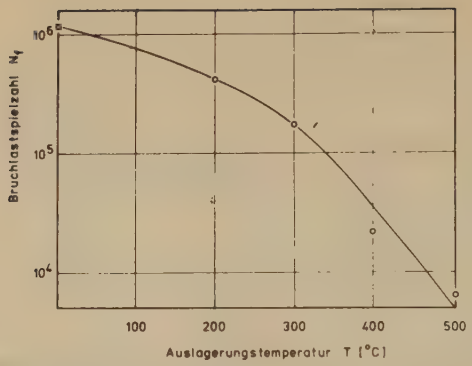
A elektrolytisch poliert
B gedreht
C gedreht + 1h 500 °C
D mechanisch poliert
E mechanisch poliert + 1h 500 °C

Bild 82: Wöhlerdiagramm, Vergleich: elektrolytisch polierter Grundzustand mit oberflächenbearbeiteten Zuständen (Umlaufbiegung, Luft)



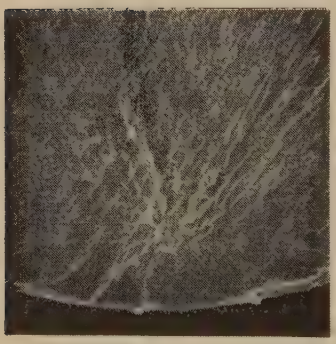
Ti- 6Al- 4V
glob. b-RD
24h 500 °C

Bild 83: Wöhlerdiagramm, Vergleich: elektrolytisch polierter Grundzustand (A) mit kugelgestrahltem (4 bar 4 min + 1h 500 °C + 20 µm Oberflächenabtrag) Zustand (B) (Umlaufbiegung, Luft)



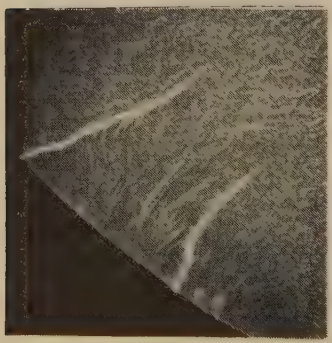
Ti- 6Al- 4V
glob. b-TD
24h 500 °C

Bild 84: Abhängigkeit der Lebensdauer (σ_a = 850 MPa) nach einer Kugelstrahlbehandlung (4 bar 4 min) von der Auslagerungstemperatur (Glühzeit t = 1h) (Umlaufbiegung, Luft)

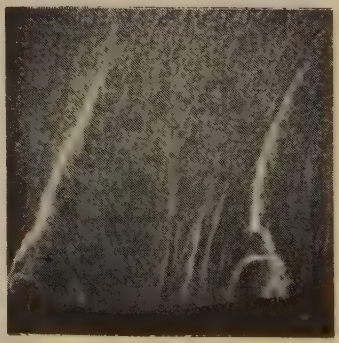


a) t = RT 100 µm

b) t = 200 °C 100 µm

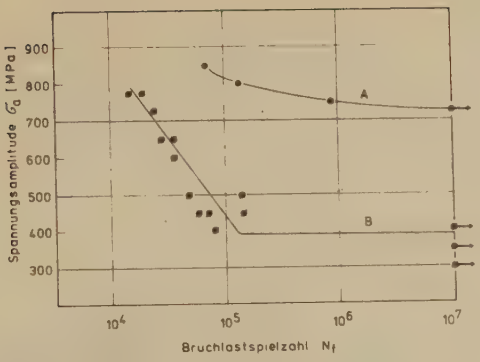


c) t = 300 °C 100 µm



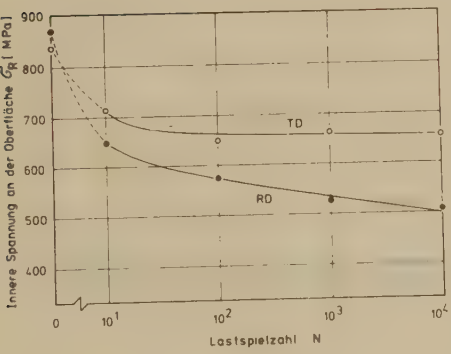
d) t = 500 °C 100 µm

Bild 85: Bruchflächen kugelgestrahlter Ermüdungsproben (REM) (vergl. Bild 84)



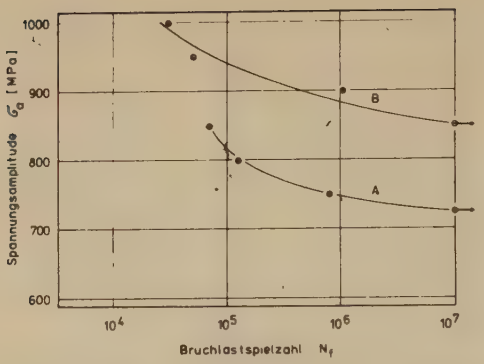
Ti- 6Al- 4V
glob. b-RD
24h 500 °C

Bild 86: Wöhlerdiagramm, Vergleich: kugelgestrahlter Zustand (A) (4 bar 4 min) mit kugelgestrahlt + 1h 500 °C geglühtem Zustand (B) (Umlaufbiegung, Luft)



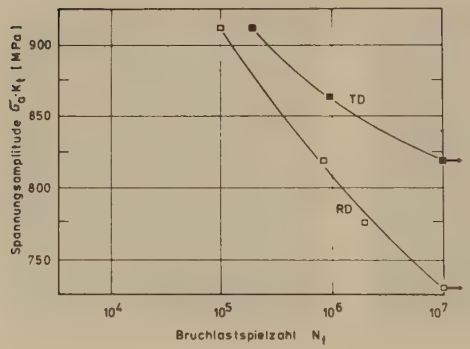
Ti- 6Al- 4V
glob. b
24h 500 °C

Bild 87: Abbau der Oberflächendruckeigenspannungen kugelgestrahlter Proben (4 bar 4 min) als Funktion der Lastspielzahl (Wechselbiegung, Luft, σ_a = 450 MPa, σ_m = -600 MPa)



Ti- 6Al- 4V
glob. b-RD
24h 500 °C

Bild 88: Wöhlerdiagramm, Vergleich: kugelgestrahlter Zustand (4 bar 4 min) (A) mit kugelgestrahlt + 20 µm elektrolytisch abpoliertem Zustand (B) (Umlaufbiegung, Luft)



Ti- 6Al- 4V
glob. b
24h 500 °C

Bild 89: Wöhlerdiagramm, Vergleich: gekerbte (K_t = 1,8) zugvorverformte Zustände (Umlaufbiegung, Luft)

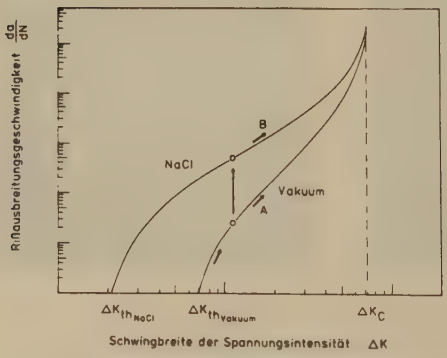


Bild 90: Rißausbreitungsgeschwindigkeit $\frac{da}{dN}$ als Funktion der Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK, Einfluß des umgebenden Mediums (schematisch)

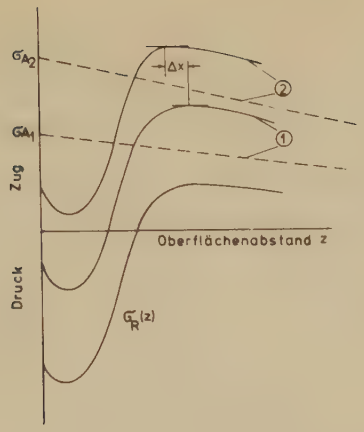


Bild 91: Variation der Spannungsamplitude
(Probendicke d = const.)

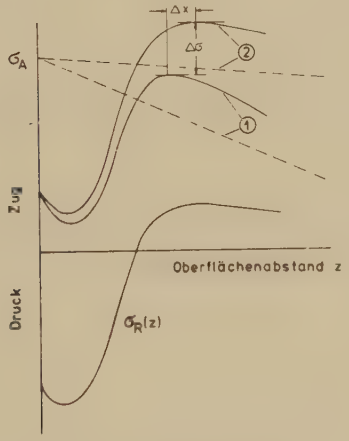


Bild 92: Variation der Probendicke (σ_a = const.)

Bild 91,92 Überlagerung der angelegten Spannungen mit den inneren Spannungen nach der Kugelstrahlbehandlung (schematisch)

Die vorliegende Arbeit wurde in der Zeit von März 1978 bis April 1981 am Institut für Werkstoffe (Abteilung Maschinenbau) der Ruhr-Universität in Bochum durchgeführt.

Herrn Prof. Dr. rer. nat. G. Lütjering möchte ich ganz besonders danken für die Anregung zu dieser Arbeit und seine stete Bereitschaft zu wertvollen Diskussionen.

Herrn Prof. Dr.-Ing. E. Hornbogen danke ich für die Übernahme des Korreferats und für die Möglichkeit, die Arbeit an seinem Institut durchführen zu können.

Mein Dank gilt Frau I. Moritz, die mir bei der Probenpräparation und den röntgenographischen Messungen eine große Hilfe war, sowie Herrn K. Rittner für seine tatkräftige Unterstützung bei den Walzarbeiten.

Allen Institutsmitgliedern, die mir bei der Durchführung der Arbeit geholfen haben, sei an dieser Stelle gedankt.

Die Walzarbeiten sowie die Zug-Druck-Versuche wurden am Institut für Werkstoff-Forschung der DFVLR in Köln-Porz durchgeführt.

Für die Bereitstellung der Geräte möchte ich mich beim Institutsleiter Prof. Dr. rer. nat. W. Bunk bedanken und für die Durchführung der Zug-Druck-Versuche bei Herrn W. Bellingrath.

LEBENSLAUF

Name:	Lothar Wagner
geboren am:	24. Januar 1950
Geburtsort:	Essen
Eltern:	Ernst Wagner und Ehefrau Hildegard geb. Dolle
1956 - 1961	Volksschule Gelsenkirchen
1961 - 1967	Progymnasium in Maria Veen
1967 - 1970	altsprachl. Gymnasium Petrinum in Dorsten
1970	Abitur
WS 70/71 - WS 71/72	Studium der Pädagogik an der Pädagogischen Hochschule in Essen
WS 72/73 - WS 77/78	Studium des Allgemeinen Maschinenbaus an der Ruhr-Universität Bochum
Februar 1978	Diplomprüfung Diplomarbeit am Institut für Werkstoffe der Abteilung für Maschinenbau Thema der Diplomarbeit: "Bruchzähigkeit und Verschleißwiderstand von Gußeisen mit Kugelgraphit" Betreuer: Dr.-Ing. K.H. Zum Gahr
März 1978	Wissenschaftliche Hilfskraft
seit April 1978	Wissenschaftlicher Angestellter am Institut für Werkstoffe der Ruhr-Universität Bochum

FOTODRUCK J. MAINZ – Telefon: (02 41) 2 73 05
Neupforte 13, Nähe Markt, 5100 Aachen